
Thèse

Soutenue le 14 Novembre 2013

William ALBOUY

Pour obtenir le grade de

Docteur de Normandie Université
délivré par l'Institut National des Sciences Appliquées de Rouen

Discipline : Mécanique des matériaux

Ecole Doctorale SPMII

De la contribution de la visco-élasto-plasticité au comportement en fatigue de composites à matrice thermoplastique et thermodurcissable

Membres du Jury :

M. LEVESQUE	<i>Rapporteur</i>	Professeur, Ecole Polytechnique de Montréal
J. RENARD	<i>Rapporteur</i>	Directeur de Recherche, Ecole des Mines de Paris
Z. ABOURA	<i>Examineur</i>	Professeur des Universités, Université Technologique de Compiègne
F. MERAGHNI	<i>Examineur</i>	Professeur des Universités, ENSAM - Arts et Métiers ParisTech
B. TRANQUART	<i>Examineur</i>	Docteur-Ingénieur R&D Simulation, Safran Composites
B. VIEILLE	<i>Co-encadrant</i>	Maître de Conférences, INSA Rouen
L. TALEB	<i>Directeur de thèse</i>	Professeur des Universités, INSA Rouen

*"Et tu verras
qu'un jour dans notre vie, on nous illuminera
qu'un jour dans nos esprits, le rêve continuera"*

Nicola Sirkis

Remerciements

Trois ans de thèse viennent de s'achever ... Et ces trois années sont passées aussi vite que la démarche (très) soutenue de mon co-encadrant de thèse ou de son collègue de bureau ... heu..., aussi vite que la vitesse de la lumière ! Il est maintenant temps de clôturer ce travail par un exercice particulièrement difficile, si ce n'est le plus périlleux : les remerciements.

En effet, je n'aurais pu arriver à ce stade sans le soutien d'un grand nombre de personnes. J'espère ainsi ne pas en oublier. Si tel est le cas, veuillez m'en excuser.

Ces travaux de thèse ont été réalisés au sein de l'équipe ERMECA du laboratoire Groupe de Physique des Matériaux (GPM), à l'INSA de Rouen et ont débuté en Octobre 2010.

Puisque les événements sont encore frais et resteront gravés dans ma mémoire, j'aimerais exprimer mes sincères remerciements aux membres de mon jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux. Ainsi, je remercie Messieurs Martin LEVESQUE et Jacques RENARD qui ont rapporté mon manuscrit de thèse et Messieurs Zoheir ABOURA, Fodil MERAGHNI et Bastien TRANQUART qui ont accepté de juger mon travail.

J'aimerais ensuite remercier Lakhdar TALEB, mon directeur de thèse, pour ses conseils au moment de la relecture de mon manuscrit et de la soutenance mais aussi la confiance qu'il m'a accordé en me permettant de réaliser cette thèse sur les composites. J'espère m'être montré digne de cette confiance par les résultats obtenus.

Je souhaite adresser toute ma reconnaissance et mon amitié à mon co-encadrant de thèse, Benoit VIEILLE, sans qui ce travail aurait été bien moins abouti qu'il ne l'est aujourd'hui. Travailler avec toi, Benoit, m'a permis de m'enrichir tant au niveau de la connaissance des matériaux composites qu'au niveau humain. Je t'adresse mes plus profonds remerciements. Assurément, un remerciement d'une profondeur qui ne peut même pas se mesurer à l'aide d'un extensomètre ... aussi cher soit-il !!! Nos diverses discussions (surtout celles du Vendredi) vont me manquer. Et pour répondre à ta question lors de la soutenance : nous formions une équipe (particulièrement efficace !!) où tu m'as toujours traité comme ton égal. Alors je suis peut-être médiocre, mais je le suis certainement moins qu'il y a trois ans, au début de ma thèse !

Un grand merci à mon collègue de bureau, Grégory, qui a dû me supporter durant ces trois années. Je lui témoigne toute mon amitié. Finalement, nous avons tous les deux relevé le défi haut la main ! Et, je crois pouvoir dire en son nom que les Ginettes vont nous manquer !

Un grand merci aussi à Danielle qui a su prendre soin de ses petits doctorants ! Promis, je reviendrais t'embêter avec mes petites questions et prendre un petit thé !

Ces trois années de thèse à l'INSA de Rouen m'ont permis de rencontrer plusieurs personnes que je souhaite remercier pour les bons moments passés :

- *Les autres maîtres de conférences de l'équipe, Fabrice et « notamment » (private joke) Clément*
- *Les doctorants et anciens doctorants de l'équipe ERMECA, Adel, Abdelghani, Maher et Gaël*
- *Francis pour sa gentillesse et sa disponibilité*
- *Les stagiaires de Master, en particulier Viet qui m'a supporté en tant qu'encadrant !*
- *Les membres du laboratoire voisin le LOFIMS et du département mécanique avec les doctorants Mickaël Rémy, Agnès, Leila, Christophe et Thomas - J'espère que vous perpétuerez et développerez tous deux avec Benoit, le port de la couleur vive (particulièrement des pulls) à travers toute l'INSA*
- *Aux personnalités : divers gluons du trou et surtout M. Gbagbo avec son apparition inattendue et hilarante en Juillet 2012.*

Une dédicace spéciale aux petits stagiaires de l'INSA, Benjamin et Marie, avec qui on a bien déliré au cours de l'été 2013 à coup de trouage de slips et de cartouches bien placées. Continuez comme ça et ne changez pas !

Je souhaite aussi remercier mes anciens collègues de Prépa et de l'Ecole des Mines pour les bons moments passés lors de mes retours à Brest ou mes venues sur Paris et leurs messages de félicitations. Un merci tout particulier à Paul pour s'être déplacé sur Rouen pour ma soutenance et pour notre voyage en Ecosse !

Enfin, je ne peux terminer ces quelques lignes sans m'adresser et remercier ma famille pour l'amour et le soutien qu'ils m'ont apporté durant ces trois années.

Ainsi, je remercie de tout mon coeur la ptite femme de ma vie, Armonie, que j'ai rencontré durant cette thèse. Son soutien et ses encouragements m'ont permis de finaliser cette thèse et de devenir qui je suis aujourd'hui. J'en profite pour adresser ma plus profonde reconnaissance à ses parents, ses frères, ainsi qu'à leurs compagnes pour m'avoir merveilleusement bien accueilli.

Merci à mes grands-parents, Héléne et Roger, de m'avoir toujours soutenu et de m'avoir accueilli pour mes petits week-ends musicaux sur Paris !

Merci à ma sœur, Audrey, pour son soutien et sa gentillesse. Je te souhaite de réussir comme je l'ai fait dans ce que tu as envie de faire et de te donner à fond.

Merci à mes parents, Marie-Pierre et Philippe, pour leur soutien et leur amour. L'éloignement de la maison a été parfois difficile, mais je ne vous ai jamais oublié. J'espère ne pas vous avoir déçu et que vous êtes fier de votre fils.

Je vous aime tous.

Table des matières

Introduction

Chapitre I : Contexte de l'étude et présentation des matériaux

I.1	Les matériaux composites	6
I.1.1	Le renfort.....	7
I.1.2	La matrice	8
I.2	Contexte de l'étude	12
I.2.1	Présentation des matériaux étudiés.....	12
I.2.2	Objectifs de l'étude.....	17
I.3	Comportement sous chargement monotone des composites tissés .	17
I.3.1	Endommagement des composites à renfort tissé	18
I.3.2	Mécanismes d'endommagement sous chargement de traction	20
I.3.3	Mécanismes d'endommagement sous d'autres types de chargements	21
I.4	Comportement à haute température	23
I.4.1	Stratifiés C/Epoxy	24
I.4.2	Stratifiés C/PPS.....	25
I.5	Conclusion	27

Chapitre II : Revue bibliographique du comportement visco-élasto-plastique des matériaux composites

II.1	Comportement sous chargement de fluage	32
II.1.1	Essai de fluage et déformations associées.....	32
II.1.2	Comportement en fluage de composites à matrice TP	35
II.2	Comportement sous chargement de relaxation	39
II.3	Comportement sous chargement de fatigue	40
II.3.1	Types d'endommagements et accumulation de l'endommagement.....	40
II.3.2	Diagramme de vie en fatigue.....	41
II.3.3	Chronologie de l'endommagement des stratifiés UD	42
II.3.4	Chronologie de l'endommagement des stratifiés tissés	44
II.3.5	Influence des paramètres environnementaux.....	45
II.3.6	Comportement en fatigue de stratifiés tissés C/PPS	49
II.4	Interaction fluage/fatigue	51
II.5	Conclusion	52

Chapitre III : Etude expérimentale du comportement à long terme de stratifiés à matrice thermoplastique et thermodurcissable

III.1 Dispositif d'essais et géométrie des éprouvettes.....	62
III.1.1 Dispositif et protocole expérimentaux.....	62
III.1.2 Géométrie des éprouvettes	63
III.1.3 Usinage des éprouvettes.....	63
III.1.4 Séquences d'empilement étudiées.....	64
III.2 Fluage-recouvrance.....	64
III.2.1 Stratifiés QI	65
III.2.2 Stratifiés [(+45,-45)] ₇	65
III.3 Fatigue.....	73
III.3.1 Stratifié [(+45,-45)] ₇	74
III.3.2 Stratifiés QI	93
III.4 Interaction fluage/fatigue	113
III.4.1 Définition des essais	113
III.4.2 Résultats et discussion.....	113
III.5 Conclusion.....	121

Chapitre IV : Revue bibliographique de la modélisation du comportement visco-élasto-plastique de stratifiés composites – Mise en œuvre d'une approche classique

IV.1 Introduction.....	128
IV.2 Viscoélasticité.....	128
IV.2.1 Les modèles rhéologiques.....	128
IV.2.2 Principe de Superposition de Boltzmann	130
IV.2.3 Equation de Findley.....	131
IV.2.4 Formulation de Schapery	132
IV.2.5 Formulation spectrale.....	133
IV.2.6 Autres modèles	134
IV.3 Viscoplasticité.....	135
IV.4 Mise en œuvre d'une approche classique.....	137
IV.4.1 Modèle visco-élasto-plastique [Schapery,1969] [Zapas,1984]	137
IV.4.2 Identification des paramètres.....	139
IV.4.3 Validation	144
IV.5 Conclusion	146

Chapitre V : Modélisation du comportement visco-élasto-plastique d'un stratifié C/PPS à $T > T_g$

V.1 Modélisation du comportement visco-élasto-plastique du pli élémentaire	152
V.1.1 Loi constitutives du comportement du pli élémentaire	152
V.1.2 Lois incrémentales	157
V.2 Identification des paramètres	164
V.2.1 Propriétés mécaniques élastiques du pli élémentaire	164
V.2.2 Paramètres relatifs à la viscoélasticité	165
V.2.3 Paramètres relatifs à la viscoplasticité	166
V.3 Simulation et validation	170
V.3.1 Essais de fluage multi-paliers	170
V.3.2 Essais structures	172
V.4 Conclusion	181

Conclusion et Perspectives

Annexes

Introduction

Vendredi 14 Juin 2013, 10 heures, premier décollage du nouvel A350, la bataille de l'air entre Airbus et Boeing, dont la première manche se joue à l'occasion du 50^{ème} salon du Bourget, est officiellement lancée. La principale raison à cela est la course à l'avion « tout composite » : Airbus A350 vs Boeing B787. Le dénominateur commun entre ces deux avions est leur pourcentage massique significatif ($\approx 50\%$) de matériaux composites. Dans une période où les combustibles fossiles se font de plus en plus rares, l'heure est à l'utilisation de matériaux innovants. Entre déboires et espérances, les ingénieurs et chercheurs des deux géants de l'aéronautique se sont heurtés, avec les matériaux composites, à des problématiques industrielles encore jamais rencontrées jusqu'à présent (fuselage en composite, non-conductivité électrique des composites à matrice organique, tolérance d'assemblage, dommage à l'impact, réparation,...).

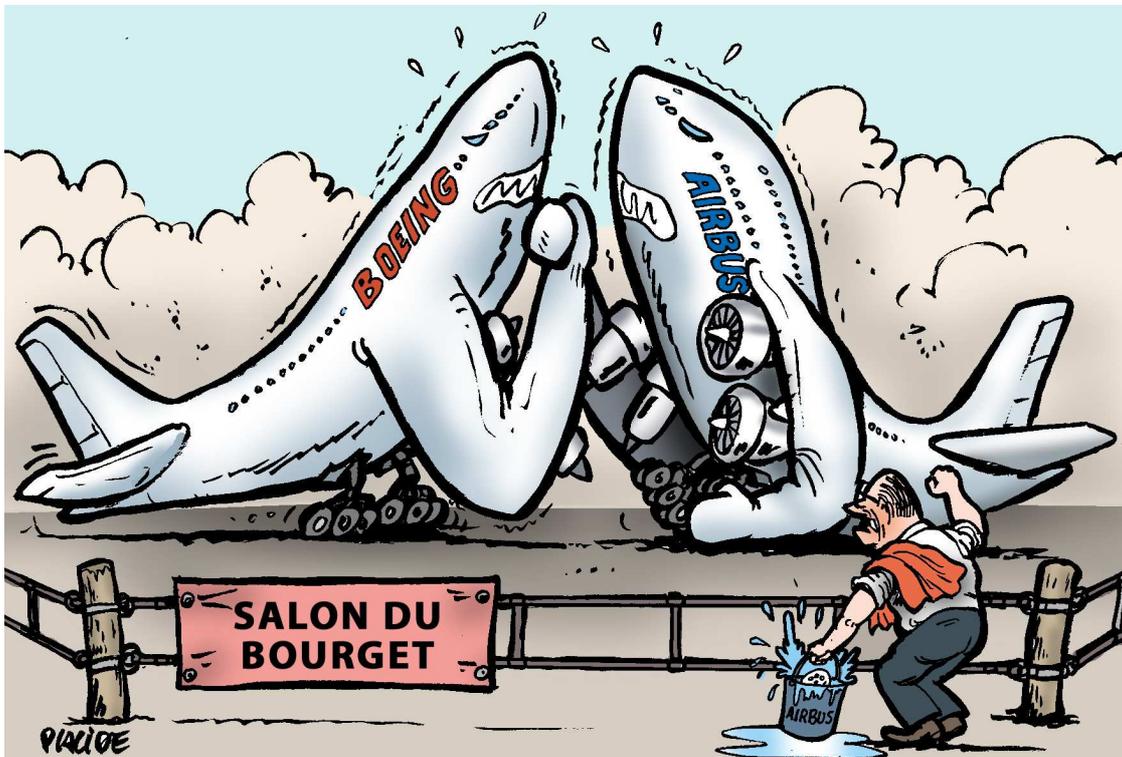


Figure : Dessin de Placide du 14 Juin 2005 – Reproduction avec autorisation de l'artiste

Depuis une quarantaine d'années, les matériaux composites, reconnus pour leurs propriétés mécaniques spécifiques élevées (ramenées à leur masse volumique), sont largement privilégiés dans l'industrie aéronautique. Au cours de cette période, les innovations se sont principalement focalisées sur le développement de composites à matrice thermodurcissable (TD), qui dominent encore aujourd'hui très largement le marché. Les industriels se posent néanmoins la question : quels matériaux pour les avions de demain ? Parmi les pistes envisagées, les composites à matrice thermoplastique (TP) présentent un potentiel intéressant. Si ce type de polymère a longtemps été délaissé en raison de propriétés mécaniques moyennes à haute température, le développement de résines haute-

performances (PEEK, PES, PI PPS) dans les années 90, les a rendu attirantes vis à vis d'une association avec des renforts à fibres longues. La possibilité d'esquiver les inconvénients inhérents des composites à matrice TD tels que des cycles de cuisson longs, la réaction exothermique lors de la réticulation ou le stockage à basse température des réactifs serait alors envisageable. Après être retombées dans un relatif anonymat au début des années 2000, les résines TP reviennent sur le devant de la scène avec le développement de l'A380 qui intègre plusieurs pièces en composites TP avec notamment le bord d'attaque des ailes. Constitué d'un assemblage de 8 pièces de composite verre/TP faisant 26 mètres, l'utilisation de ce type de matériau permet un gain de poids de 400 kg. Le renouveau des composites TP est lancé si bien qu'en 2004, le journal Industrie et Technologies titrait : « Osez les composites thermoplastiques ! ».

Ce renouveau des composites à matrice TP soulève plusieurs problématiques quant à leur utilisation à grande échelle dans le secteur aéronautique. Les composites à matrice TD sont depuis longtemps identifiés comme étant relativement performants en fatigue, la question reste posée pour les stratifiés à matrice TP. En effet, si le comportement sous chargement monotone est relativement bien connu, peu d'études s'intéressent au comportement cyclique de stratifiés à matrice TP et, encore moins aux stratifiés tissés ou à l'influence de la température. Ce constat justifie alors pleinement la pertinence d'une étude dédiée à la compréhension du comportement dépendant du temps et en fatigue de stratifiés C/PPS à $T > T_g$.

La suite de ce travail s'articule autour de deux axes (expérimental et numérique) concernant le comportement à long terme de stratifiés tissés C/PPS et C/Epoxy à haute température telle que $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$.

Après un bref rappel sur les matériaux composites et les matrices polymères (TD et TP), le contexte de l'étude sera présenté afin de fixer les objectifs de ce travail. Ce premier chapitre permet aussi d'introduire les matériaux étudiés (C/PPS et C/Epoxy) ainsi que leurs principales caractéristiques mécaniques sous chargement monotone. De plus, un tour d'horizon de la littérature, traitant de la réponse sous chargement monotone de stratifiés tissés sera proposé. En préambule à l'étude du comportement à long terme à haute température, une partie de cette revue bibliographique sera consacrée à l'influence de l'élévation de température sur le comportement mécanique de stratifiés TD et TP.

Avant d'envisager une étude expérimentale du comportement à long terme des deux matériaux, il est indispensable de connaître l'état des recherches réalisées sur le sujet. C'est l'objet du second chapitre. Dans un premier temps, une attention particulière est accordée aux mécanismes dépendant du temps à travers une revue du comportement des stratifiés tissés sous chargement de fluage. Dans un second temps, l'étude est dédiée à la synthèse des travaux portant sur le comportement cyclique des matériaux composites stratifiés. Enfin, la dernière partie portera sur l'interaction fluage/fatigue au cours d'un chargement cyclique. L'objectif de cette recherche bibliographique est double : identifier les mécanismes caractéristiques du comportement en fatigue de stratifiés tissés, et comprendre l'influence des effets dépendants du temps sur le comportement à long terme, selon la nature de la matrice et de la température.

La revue bibliographique a mis en évidence la nécessité de développer une base de données expérimentales sur le comportement en fluage et en fatigue de stratifiés tissés à matrice Epoxy ou PPS pour évaluer l'influence de la ductilité de la matrice sur le comportement en fatigue. Dans la première partie du chapitre 3, les conditions d'essais (dispositif, instruments de mesure, géométrie des éprouvettes) sont détaillées. Dans la seconde partie, les principaux résultats expérimentaux sont présentés. Il s'agit tout d'abord d'étudier le comportement visco-élasto-plastique de stratifiés orthotropes à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ en réalisant des essais de fluage-recouvrance et de relaxation à haute température. Ensuite, une campagne d'essais de fatigue est conduite sur des stratifiés possédant des drapages différents (plis orientés et Quasi-isotrope) afin d'évaluer l'influence du comportement visco-élasto-plastique de la matrice sur le comportement en fatigue. Enfin, différents pré-chargements de fluage ont été appliqués afin de qualifier et de quantifier l'interaction fluage-fatigue au cours d'un chargement cyclique.

Outre la constitution d'une base de donnée expérimentale fiable, la généralisation de l'utilisation de stratifiés à matrice TP passe par une meilleure connaissance de leur comportement à long terme. Ainsi, il est nécessaire de développer des outils numériques permettant de prédire le comportement dépendant du temps des composites à matrice TP, notamment pour des températures d'utilisation en service supérieures à leur température de transition vitreuse T_g . Le chapitre 4 présente une revue des principales approches utilisées dans la littérature pour rendre compte du comportement visqueux des CMOs (viscoélasticité ou viscoplasticité). En première approche, un modèle classique (modèle viscoélastique non-linéaire de Schapery associé au modèle viscoplastique de Zapas-Crissman) est mis en œuvre sous Matlab pour tester sa capacité à rendre compte du comportement fortement dépendant du temps de stratifiés C/PPS à plis orientés à $T > T_g$.

La deuxième contribution significative de ces travaux, présentée dans le chapitre 5, vise à exploiter un modèle visco-élasto-plastique, développé pour des stratifiés UD C/TD, pour l'appliquer au cas de stratifiés tissés à matrice TP sollicités à $T > T_g$. Dans un premier temps, les lois constitutives et incrémentales du modèle, ainsi que l'algorithme de calcul des contraintes sont explicités, avant d'envisager une implémentation dans le code Eléments Finis Cast3m. Ensuite, à partir des essais expérimentaux, une identification rigoureuse des différents paramètres du modèle est réalisée. Enfin, la comparaison des réponses numériques et expérimentales pour des sollicitations simples (essais de traction, de fluage-recouvrance mono-paliers) et complexes (essai de fluage-recouvrance multi-paliers et essais de fluage-recouvrance sur éprouvette trouée, essais de multi-relaxation sur éprouvettes à double entailles) permet de valider le modèle numérique. Afin de compléter cette validation de l'outil numérique, une mesure de champs par CIN est mise en œuvre dans le cas de structures à forts gradients de contraintes. Cette technique permet notamment d'éprouver les capacités prédictives (qualitative et quantitative) du modèle du point de vue de la distribution des champs d'isovaleurs.

Chapitre I :

Contexte de l'étude et présentation des matériaux

Les matériaux composites sont une alternative à de nombreuses applications industrielles primaires ou secondaires. Par exemple, les Composites à Matrices Organiques (CMOs) sont beaucoup utilisés dans le secteur de l'aéronautique pour des applications à basse température ($T < 300^{\circ}\text{C}$). Après un rapide rappel sur les matériaux composites en général et les matrices polymères associées, le contexte de la présente étude sera énoncé afin de mieux comprendre les objectifs à la base de ce travail. Ce chapitre permet aussi d'introduire les matériaux étudiés et leurs principales caractéristiques mécaniques sous chargement monotone. De plus, un tour d'horizon des travaux de la littérature traitant de la réponse sous chargement monotone de stratifiés tissés et de l'influence de l'élévation de température sur le comportement mécanique des stratifiés TD et TP permettront d'introduire l'étude pour du comportement haute-température à long terme.

✓ Plan du chapitre :

I.1	Les matériaux composites	6
I.1.1	Le renfort	7
I.1.2	La matrice	8
I.2	Contexte de l'étude	12
I.2.1	Présentation des matériaux étudiés	12
I.2.2	Objectifs de l'étude	17
I.3	Comportement sous chargement monotone des composites tissés	17
I.3.1	Endommagement des composites à renfort tissé	18
I.3.2	Mécanismes d'endommagement sous chargement de traction	20
I.3.3	Mécanismes d'endommagement sous d'autres types de chargement	21
I.4	Comportement à haute température	23
I.4.1	Stratifiés C/Epoxy	24
I.4.2	Stratifiés C/PPS	25
I.5	Conclusion	27

I.1 Les matériaux composites

Un matériau composite est un matériau solide et hétérogène constitué d'au moins deux constituants dont les qualités respectives se complètent pour former un matériau dont les performances globales sont améliorées. Cette association confère au nouveau matériau, des propriétés que les composants de base ne possèdent pas [Jones, 1975]. Ainsi, le matériau composite est appelé multi-matériau (cf. Figure I-1), permettant de concevoir des matériaux « sur-mesure » pour une application donnée.

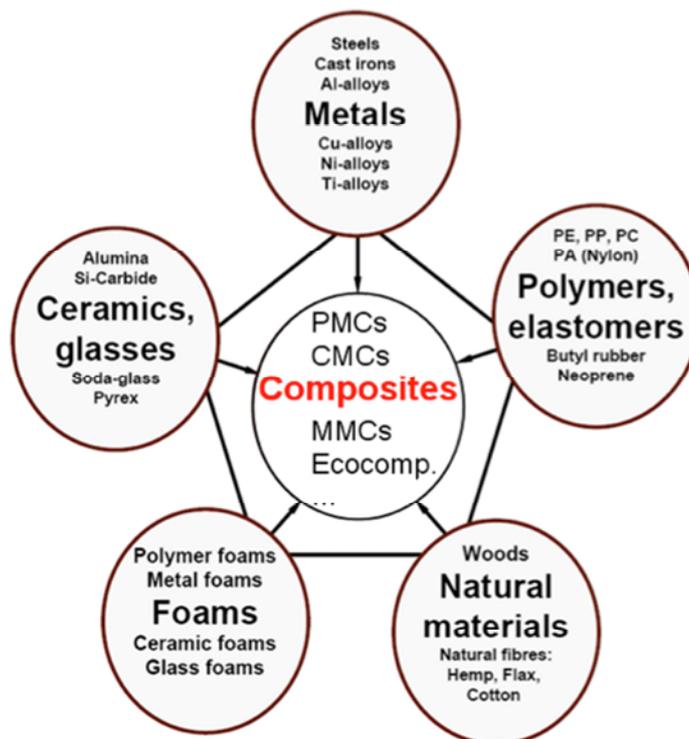


Figure I-1 : Les matériaux composites : des multi-matériaux [Ashby, 2002]

De manière générale, un matériau composite est constitué d'une matrice et d'un renfort. La matrice joue un rôle de liant, permettant les transferts de charges au sein du matériau et la conservation de la géométrie, en plus de la protection contre les environnements sévères. Le renfort est un matériau présentant des caractéristiques mécaniques élevées en terme de rigidité et/ou de résistance. Dans certains cas, afin de permettre la solidarisation des deux composants et donc, une bonne interface ; un agent de liaison peut-être utilisé. Afin d'améliorer certaines caractéristiques du composite (tenue aux chocs, résistance aux UV, résistance au feu,...), des additifs ou des charges peuvent être ajoutés (cf. Figure I-2).

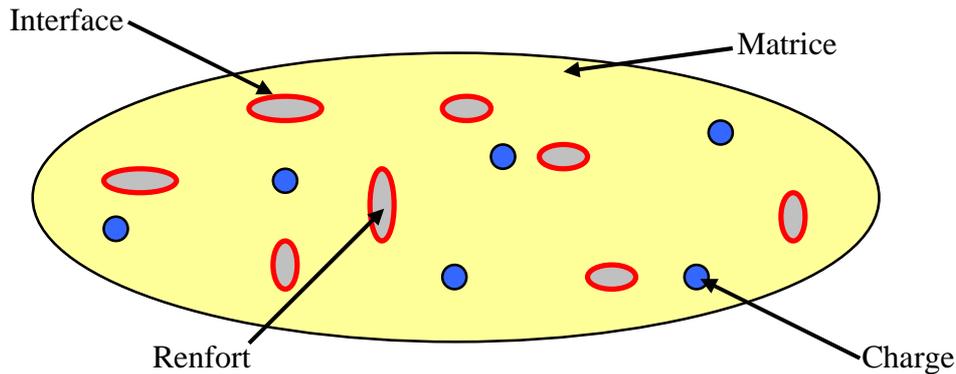


Figure I-2 : Représentation schématique d'un matériau composite [Carbillet, 2005]

I.1.1 Le renfort

Le renfort représente l'armature du matériau composite, en assurant sa tenue mécanique (résistance et rigidité). Ce dernier est en général de nature fibreuse donnant ainsi au matériau un caractère directionnel. Outre sa forme (fibres longues ou courtes ou particules), le renfort se définit aussi par sa nature (organique ou minérale) et son architecture. Le verre, le carbone et l'aramide sont les renforts les plus utilisés.

Les fibres longues sont généralement constituées d'un assemblage de milliers de filaments de très faible diamètre (quelques dizaines de micromètres). Ces fibres sont regroupées en paquets appelés torons. L'agencement spatial des torons permet d'obtenir différentes architectures de renforts fibreux :

- Le mât est un assemblage aléatoire de fibres discontinues sans orientation particulière, maintenu en place par un liant. Ce type de renfort présente un comportement quasi-isotrope.
- L'assemblage unidirectionnel est l'architecture la plus courante des composites fibreux. C'est un assemblage de fibres continues, orientées dans une même direction et reliées entre elles par un fil de trame fin.
- Le tissu est un assemblage bi-directionnel où les fibres sont orientées généralement selon deux directions perpendiculaires (0 et 90°), définissant les directions de chaîne et de trame. Il existe plusieurs types de tissus selon le motif utilisé : le sergé, le taffetas et le satin (cf. Figure I-3).
- Le tricot est une architecture formée à partir de boucles entrelacées permettant d'obtenir un plus large panel de motifs. Leur principale caractéristique est leur grande déformabilité.
- Les tissus multidirectionnels sont des architectures tissées en trois dimensions. Aux directions chaîne et trame dans le plan se rajoutent un renfort fibreux dans l'épaisseur. Ce type de renfort est principalement utilisé pour améliorer les caractéristiques du composite à l'impact (notamment la résistance au délaminage).

Le choix du renfort se fait en fonction de l'application et des caractéristiques souhaitées.

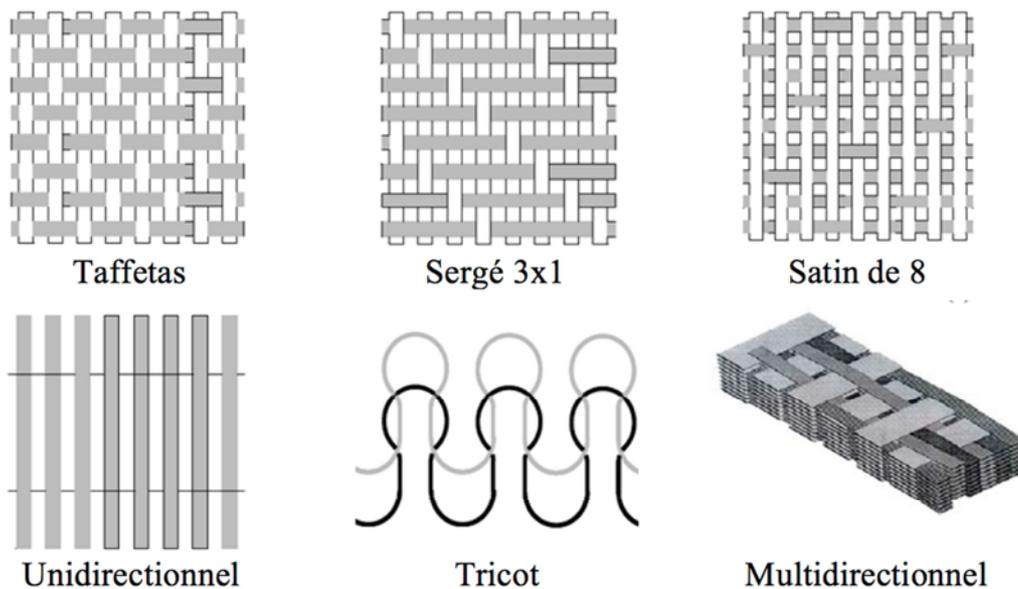


Figure I-3 : Exemple d'architectures de renforts composite [Aimene, 2007]

I.1.2 La matrice

I.1.2.1 Les différents types de matrice

La matrice possède un rôle primaire de liant entre les renforts. Elle fixe la forme géométrique désirée et protège les renforts de l'environnement potentiellement agressif (chimique, humidité, résistance au feu,...). Les matériaux composites sont classés en fonction de la nature de leur matrice :

- Les composites à matrice organique (CMO) sont les plus utilisés à l'échelle industrielle, en raison de leurs propriétés spécifiques (rapportées à la masse) élevées. Cependant, ce type de composite est limité aux structures dont les domaines d'utilisation en température ne dépassent pas 300°C.
- Les composites à matrice métallique (CMM) sont appliqués pour des plages de températures allant jusqu'à 1000°C. La matrice métallique confère au composite des propriétés additionnelles telles que la résistance à l'abrasion, au fluage, la conductivité thermique et la stabilité dimensionnelle. Leurs principaux défauts sont leur prix et leur masse volumique très élevés. Bien que les premiers CMMs soient apparus il y a plus de 50 ans, la recherche dans ce domaine est relativement récente.
- Les composites à matrice céramique (CMC) sont réservés aux domaines de haute technicité. Ils sont essentiellement utilisés dans le secteur aérospace (motorisation), en raison de leurs performances thermomécaniques élevées pour des températures pouvant dépasser 1000°C. Ils possèdent d'excellentes propriétés spécifiques (rigidité et résistance). En revanche, la matrice céramique leur confère un comportement fragile.

I.1.2.2 Matrice Thermodurcissable / Thermoplastique

Dans la catégorie des CMOs, on distingue deux types de résines qui se différencient par leur structure moléculaire (organisation et liaisons entre molécules), c'est à dire l'assemblage ou l'enchaînement des macromolécules :

- Les thermodurcissables (TD) sont très largement exploités dans l'industrie. Ces résines présentent un assemblage tridimensionnel de macromolécules caractérisé par des liaisons fortes de type pontage obtenues lors de la polymérisation. Le caractère chimique de ces liaisons rend cette réaction irréversible.
- Les thermoplastiques (TP) possèdent quant à eux, une structure linéaire. Les macromolécules forment une chaîne enchevêtrée grâce à des liaisons faibles de type Van Der Waals. Cette structure est obtenue par un cycle de chauffage-refroidissement permettant de bloquer les mouvements des macromolécules. Ces liaisons faibles procurent à la structure un caractère réversible (par chauffage). Enfin, le développement de résines TP hautes performances, permet l'utilisation des CMOs à matrice TP à haute température, élargissant leur domaine d'application dans les structures composites.

Bien évidemment, ces deux types de résines possèdent des caractéristiques propres et leur choix est une question de compromis (cf. Tableau I-1).

Tableau I-1 : Principales différences de caractéristiques entre les TD et les TP [Lachaud, 2009]

Matrices	Thermodurcissables	Thermoplastiques
Etat de Base	Liquide visqueux à polymériser	Solide
Stockage	Temps court et stockage à basse température	Illimité
Mouillabilité des renforts	Aisée	Difficile
Cycle	Long	Court
<i>Caractéristiques spécifiques</i>		
Tenue au choc	Limitée	Assez Bonne
Tenue Thermique	Assez bonne	Réduite (excepté pour TP à Hautes Performances)
Chutes et déchets	Perdus	Recyclables
Conditions de mise en oeuvre	Emanations possibles	Bonne + Propre

I.1.2.3 Structure amorphe ou semi-cristalline

Outre la différence d'arrangement spatial, les polymères se caractérisent par leur organisation cristalline : amorphe ou semi-cristalline. Les résines TD sont exclusivement amorphes alors que les TP peuvent être amorphes ou semi-cristallines. Cette spécificité rend leurs réponses mécaniques et leurs caractéristiques physiques et structurelles très différentes les unes des autres (cf. Tableau I-2). De la même façon, le poids moléculaire, indicateur de la longueur des chaînes moléculaire, influe directement sur la cristallinité des polymères [Dubord, 2006]. Plus les chaînes sont longues, plus le taux de cristallinité sera faible et donc plus le polymère aura tendance à posséder des zones cristallines imparfaites. Comme la cristallisation se produit au cours d'un cycle thermique, le taux de cristallinité dépend donc, aussi beaucoup de la méthode de fabrication du polymère. Plus le temps de cristallisation sera grand, plus ce taux sera élevé.

Tableau I-2 : Principales caractéristiques des polymères cristallins et amorphe [Dubord, 2006]

Principales caractéristiques	Polymère semi-cristallin	Polymère amorphe
Résistance à la chaleur	Elevée	Faible
Point de fusion	Précis	Graduel
Opacité	Elevée	Faible
Contraction au refroidissement	Plus élevée	Limitée
Endurance à température ambiante	Réduite	Accrue
Stabilité dimensionnelle	Forte	Faible
Déformation	Faible	Elevée

L'importance de l'organisation cristalline dans les polymères peut être illustrée par l'évolution de la rigidité en fonction de la température (cf. Figure I-4).

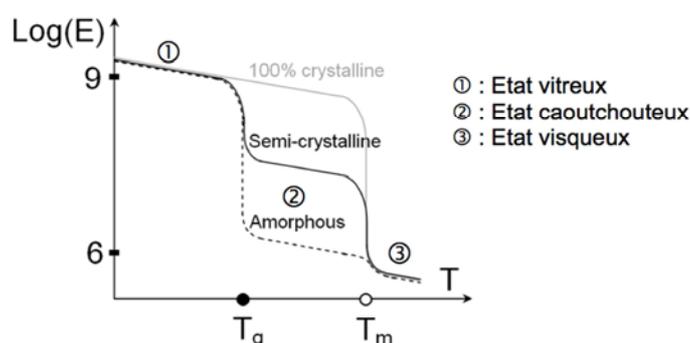


Figure I-4: Evolution de la rigidité des polymères en fonction de la température et du taux de cristallinité

Selon l'état cristallin du polymère, on observe une ou deux températures caractéristiques : la température de transition vitreuse T_g et la température de fusion T_m . Le passage de la T_g se traduit par une transition d'un état vitreux à caoutchouteux qui s'accompagne d'une diminution significative de la rigidité. Le passage de la T_m se traduit par une transition d'un état caoutchouteux à visqueux accompagnée d'une nouvelle chute de la rigidité.

✓ **Les polymères amorphes**

Ce type de matériau présente une structure sans arrangement particulier. Les chaînes de molécules sont entremêlées de manière désordonnée (cf. Figure I-5-a). Un polymère amorphe est caractérisé par sa température de transition vitreuse T_g . Au dessus de la T_g , l'énergie est assez grande pour qu'il y ait désenchevêtrement des chaînes de molécules. Dans ce cas, les conditions de refroidissement n'ont pas d'influence sur les caractéristiques mécaniques du matériau. La mise en œuvre peut donc se faire plus facilement comparativement aux semi-cristallins. De plus, les polymères amorphes possèdent de plus faibles propriétés mécaniques que les semi-cristallins.

✓ **Les polymères semi-cristallins**

Un polymère n'est jamais totalement cristallin [Chassanieux, 2008], seulement partiellement cristallisé. Le polymère possède alors 2 phases : une phase amorphe reliée à une phase cristalline ordonnée (cf. Figure I-5-b). Ces dernières sont assimilables à des sphères à cause du caractère multidirectionnel de la cristallisation à partir d'un centre de germination et sont appelées sphérolites. Les polymères semi-cristallins sont caractérisés par un taux de cristallinité pouvant varier entre 20 à 80 %. La structure partiellement organisée rend les chaînes de macromolécules solidement enchevêtrées. Un polymère semi-cristallin est caractérisé par sa T_g et sa T_m . Au-delà de la T_g , seules les parties amorphes s'écoulent expliquant une perte partielle des caractéristiques mécaniques à cette température. Les parties cristallines commencent à fondre à partir de la température de fusion T_m , à partir de laquelle les propriétés mécaniques deviennent insignifiantes [Boukhili, 2009]. L'un des inconvénients majeurs des TP semi-cristallins réside dans leur mise en œuvre. En effet, le taux de cristallinité et le comportement thermomécanique dépendent directement des conditions de refroidissement du matériau. Les propriétés mécaniques vont donc varier fortement en fonction du temps et de la température de refroidissement rendant les opérations de mise en forme particulièrement délicates. En règle générale, les propriétés mécaniques diminuent avec le taux de cristallinité, qui lui-même diminue lorsque le taux de refroidissement augmente.

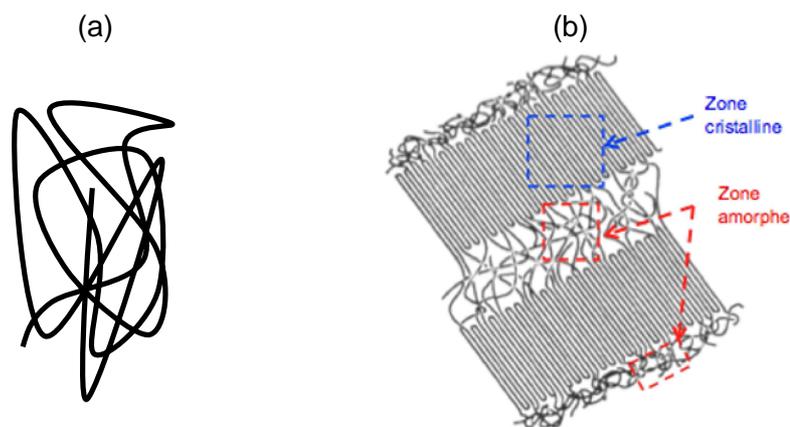


Figure I-5 : Structure amorphe (a) et semi-cristalline (b) [Oudet, 1994]

I.2 Contexte de l'étude

Le travail réalisé lors de cette thèse fait suite à la thèse de Jérémie AUCHER [Aucher, 2009] résultant d'un partenariat entre la région Haute-Normandie et la société Aircelle (Groupe Safran). La société Aircelle fabrique les nacelles aéronautiques, structure accueillant le bloc moteur des avions. Cette thèse s'inscrivait dans le cadre du projet scientifique et industriel TOUPIE (maîtrise des composites carbone/thermoplastique haute Performance pour pièces aéronautiques) soutenu par le pôle de compétitivité Mov'eo. Les principaux objectifs de ce projet consistaient à évaluer et à valider l'intérêt technique et économique des matériaux composites à matrice TP mais également à identifier les paramètres significatifs et les limites du procédé d'estampage appliqué à ces matériaux. Ce projet collaboratif a permis de créer une dynamique entre différentes entités universitaires (Ecole des Mines de Paris, Université du Havre, ENSI Caen et INSA de Rouen) et industrielles (Aircelle, Dedienne Machining, AXS INGENIERIE).

Plus particulièrement, le projet TOUPIE est né de l'intérêt particulier porté aux matériaux composites à matrice TP qui peuvent être mis en forme par estampage pour obtenir des pièces de structures secondaires de la nacelle (carénage, capot de soufflante, ...). Ces pièces sont destinées à travailler dans des conditions sévères combinant humidité et température élevée (120°C). L'« Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique (PEEK et PPS) ou thermodurcissable (Epoxy) » réalisé dans [Aucher, 2009], avait pour objectif de caractériser le comportement sous chargement monotone de composites afin de déterminer l'abaissement des propriétés associées à une utilisation dans un environnement sévère. Il s'agissait notamment de caractériser expérimentalement la réponse de ces matériaux soumis à différentes sollicitations mécaniques élémentaires (traction, cisaillement plan, compression, CIL, flexion) et structure (traction trouée, assemblages boulonnés, ...).

I.2.1 Présentation des matériaux étudiés

I.2.1.1 Deux stratifications

Les matériaux étudiés sont les mêmes que ceux de l'étude précédente, plus précisément, il s'agit de deux CMOs renforcés d'un tissu de fibres de carbone (T300 3K 5HS). Ils se distinguent par la nature de leur matrice : Thermoplastique PPS (Fortron 0214) fournie par Ticona et Thermodurcissable Epoxy 914 fournie par Hexcel. Ces deux matrices sont associées à un renfort tissé équilibré selon un motif de satin de 5 (cf. Figure I-6).

Les matériaux sont mis en œuvre sous la forme de plaques stratifiées de 7 plis possédant deux séquences d'empilement différentes :

- Quasi-isotrope [(0°;90°),(+45°;-45°),(0°;90°),(+45°;-45°),(0°;90°),(+45°;-45°),(0°;90°)]
- Orthotrope à plis orientés [(+45°;-45°)]₇

Bien que le nombre de plis dans la direction (0°;90°) soit plus important que dans la direction (+45°;-45°), et que le tissu est équilibré dans les sens chaîne (0°) et trame (90°), le premier empilement peut être considéré comme quasi-isotrope.

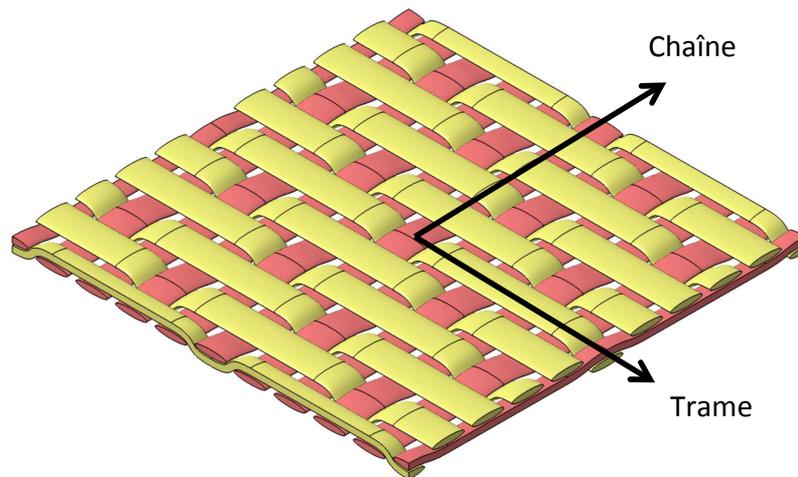


Figure I-6 : Renfort tissé selon un motif de satin de 5

Les stratifiés sont obtenus par thermo-compression (consolidation) des tissus pré-imprégnés, avec une pression de 10 bars et une température $310 \pm 15^\circ\text{C}$ pour le PPS et une pression de 7 bars et $175 \pm 10^\circ\text{C}$ pour l'Epoxy (cf. Figure I-7).

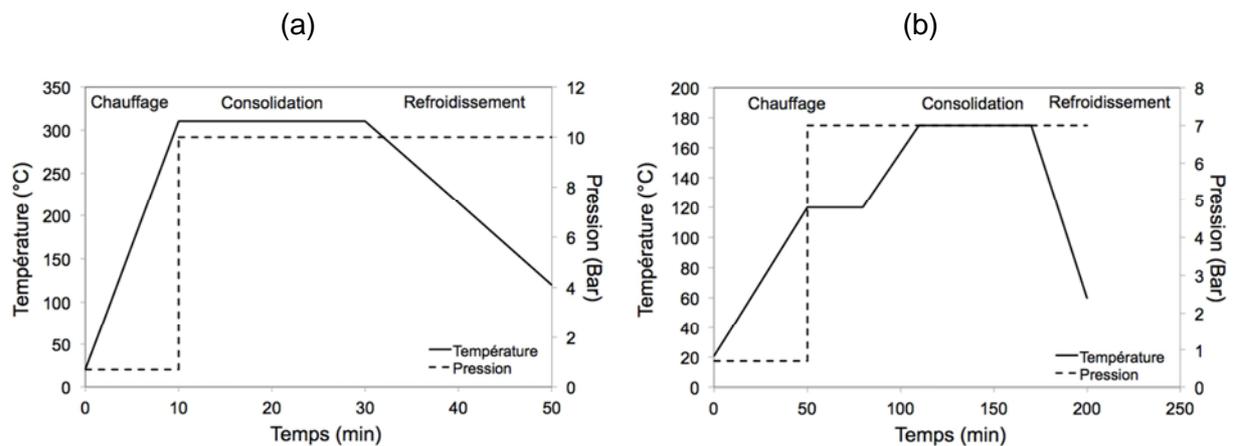


Figure I-7 : Cycle typique de consolidation des plaques stratifiées C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Les propriétés des matériaux composites et de leurs constituants sont résumées dans le Tableau I-3. On note que la matrice PPS est sous une forme semi-cristalline (taux de cristallinité de 38%) et que sa température de transition vitreuse est de 96°C . La matrice Epoxy est amorphe avec une température de transition vitreuse de 190°C [Aucher, 2009]. L'originalité du travail réside notamment dans l'étude du comportement mécanique à haute température $T=120^\circ\text{C}$ telle que $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$.

Tableau I-3 : Propriétés des composites étudiés et de leurs constituants

Caractéristique des fibres	Unités	Carbone
Diamètre moyen	µm	7
Module d'élasticité en traction	GPa	230
Contrainte à rupture en traction	GPa	3.53
Déformation à rupture	%	1.5
Masse volumique	g/cm ³	1.77

Caractéristiques de la résine	Unités	Epoxy	PPS
Température de transition vitreuse	°C	190	96
Module d'élasticité en traction	GPa	3.9	2.3
Contrainte à rupture en traction	MPa	47.7	93
Déformation à rupture	%	1.5	15
Masse volumique	g/cm ³	1.29	1.34
Taux de cristallinité	%	Amorphe	38

Caractéristiques du pré-imprégné	Unités	C/Epoxy	C/PPS
Epaisseur du pli	mm	0.275	0.317
Taux volumique de fibre	%	50	50
Taux volumique de résine	%	50	50
Taux massique de fibre	%	57	57
Taux massique de résine	%	43	43
Masse volumique du stratifié	g/cm ³	1.52	1.56

Propriétés mécaniques du pli élémentaire	Unités	C/Epoxy	C/PPS
E _l	GPa	63.3	56.5
E _t	GPa	63.3	56.5
G _{lt}	GPa	5.1	4.08
ν _{lt}		0.04	0.04
X (Contrainte ultime dans le sens longitudinal)	MPa	690	702
Y (Contrainte ultime dans le sens transversal)	MPa	690	718
S (Contrainte ultime en cisaillement)	MPa	120	115

I.2.1.2 Coût de la matière

L'objectif principal du projet TOUPIE était de réaliser un bilan technique mais également financier afin de statuer sur l'intérêt de ces matériaux et du procédé d'estampage, par comparaison aux composites C/Epoxy mis en œuvre sous autoclave ou aux alliages aluminium. Ainsi, les données ci-dessous permettent d'attester de la pertinence des stratifiés C/TP par rapport au C/TD (pour le chiffage proposé, le tissu est identique et on considère la réalisation d'une pièce de 0.36m²) [Chevalier, 2008] :

- Tissu pré imprégné carbone époxyde : 78€/Kg
- Tissu pré imprégné carbone PPS : 63€/Kg
- Tissu pré imprégné carbone PEEK : 95€/Kg
- Plaque (7plis isotropes) carbone PPS : 105€/Kg
- Plaque (7 plis isotropes) carbone PEEK : 145€/Kg
- Plaque (7 plis isotropes) en carbone époxyde : 200€/Kg Aircelle et 150€/Kg bas coût.
- Chaudronnerie Aluminium : 18€/Kg

Les écarts de prix entre les tissus pré imprégnés et les plaques s'expliquent par le fait que les plaques sont des produits finis à la différence des tissus pré-imprégnés qui doivent être drapés les uns sur les autres et consolidés. Outre le prix de la matière, les coûts de stockage, d'industrialisation et de fabrication doivent également être pris en compte.

I.2.1.3 Résultats de l'étude

L'étude a permis de caractériser expérimentalement la réponse des deux matériaux sous différentes sollicitations mécaniques élémentaires (traction, cisaillement plan, compression, CIL, flexion) et structure (traction trouée, assemblages boulonnés, ...). Le Tableau I-4 relève l'ensemble des propriétés mécaniques du C/PPS et du C/Epoxy relevées dans le cas des essais les plus conservatifs à température ambiante et 120°C.

D'après les conclusions de Aucher, il apparaît que le C/Epoxy est indiscutablement plus sensible au vieillissement humide (V.H.) que les composites à matrice TP (sauf en traction trouée) [Aucher, 2009]. Dans les CMOs renforcés par des fibres de carbone, l'absorption et la diffusion d'eau s'opèrent à l'interface fibre/matrice et vont créer des vides à ces endroits. Ces mécanismes affectent la qualité de l'adhésion et ces vides constituent des zones de concentration de contraintes. De plus, le V.H. amplifie le caractère ductile de la matrice époxy mais cette ductilité reste bien moins marquée que celle des matrices PEEK et PPS. Les résultats obtenus ont confirmé les tendances observées dans la littérature concernant les comportements mécaniques spécifiques des composites à matrice TD.

Par ailleurs, bien qu'il soit moins cher (63€/kg), le C/PPS possède des propriétés inférieures à celles du C/Epoxy pour tout type de sollicitation exceptée la résistance en matage en double recouvrement. Sa température de transition vitreuse (environ 95°C) inférieure à la température d'utilisation en service explique cette place en retrait par rapport aux deux autres matériaux. Par ailleurs, le V.H. semble également contribuer à détériorer l'adhésion fibre/matrice qui est à la base relativement faible.

Tableau I-4 : Caractéristiques mécaniques d'un empilement quasi-isotrope [(0,90);(+45,-45); (0,90);(+45,-45);(0,90);(+45,-45); (0,90)] des matériaux composites étudiés

			C/Epoxy		C/PPS	
			T.A.	120°C	T.A.	120°C
Traction lisse (EN 6035)	Contrainte à rupture	$\sigma_{lisse}^r (MPa)$	532	505	514	472
	Module longitudinal	$E_L (GPa)$	45.22	43.29	41.95	40.49
	Déformation à rupture	$\varepsilon_{lisse}^r (MPa)$	1.23	1.23	1.35	1.28
Traction trouée (EN 6035)	Contrainte à rupture	$\sigma_{trouée}^r (MPa)$	276	292	255	251
	Module longitudinal	$E_L (GPa)$	44.99	42.11	42.8	40.63
	Coefficient de trou	C_t	0.52	0.58	0.5	0.53
	Déformation à rupture	$\varepsilon_{trouée}^r (MPa)$	0.63	0.71	0.64	0.66
Compression (EN 2850)	Contrainte à rupture	$\sigma_{22}^r (MPa)$	731	551	511	385
Flexion 3 Points (ISO 14125)	Contrainte à rupture	$\sigma_{flexion}^r (MPa)$	833	851	578	401
	Cisaillement à rupture	$\tau_{13}^r (MPa)$	12.41	12.68	7.95	5.51
	Module de flexion	$E_f (GPa)$	54.65	51.12	44.23	37.72
Cisaillement Inter-Laminaire (EN 2563)	Cisaillement à rupture	$\tau_{13}^r (MPa)$	68	49	54	40
	Déformation à rupture	$\varepsilon^r (MPa)$	11.4	10	10.9	11.6
Essai sur assemblage boulonnée : Double Recouvrement Matage (EN 6037)	Contrainte de premier endommagement	$\sigma_e (MPa)$	690	678	415	504
	Contrainte de matage	$\sigma_m (MPa)$	804	810	723	740
Essai sur assemblage boulonnée : Double Recouvrement Enture (EN 6037)	Contrainte de premier endommagement	$\sigma_e (MPa)$	413	292	400	297
	Contrainte de matage	$\sigma_m (MPa)$	719	622	720	568

I.2.2 Objectifs de l'étude

Les objectifs de ce travail sont multiples :

- Etudier le comportement à long terme de stratifiés tissés à matrice TP (C/PPS) et TD (C/Epoxy) à une température ($T=120^{\circ}\text{C}$) telle que $T_{g|_{C/PPS}} < T < T_{g|_{C/Epoxy}}$,
- Mettre en évidence le comportement visco-élasto-plastique éventuel par des essais de fluage-recouvrance sur stratifiés $[(+45,-45)]_7$,
- Etudier le comportement en fatigue de ces matériaux à $T>T_g$.
- Examiner la contribution spécifique du comportement de la matrice au comportement en fatigue, en raison du caractère très ductile et fortement dépendant du temps de la matrice PPS à $T>T_g$,
- Etudier la possible interaction fatigue-fluage, dans le cas du C/PPS,
- Finalement, mettre en œuvre dans le cas d'un stratifié à matrice TP, un modèle développé pour des stratifiés à matrice TD à $T<T_g$, afin de vérifier sa capacité à prédire le comportement visco-élasto-plastique très marqué du C/PPS à $T>T_g$.

I.3 Comportement sous chargement monotone des composites tissés

Afin de pouvoir étudier le comportement cyclique de matériaux composites à renfort tissé, il est intéressant de rappeler les mécanismes d'endommagement qui vont apparaître au sein du matériau, au cours d'un chargement monotone, jusqu'à rupture du composite. Cette chronologie d'endommagement va être fortement influencée par le type d'architecture de renfort utilisé [Gao, 1999] [Pandita, 2001] [Osada, 2003] [Daggumati, 2011].

Les composites étant des matériaux multi-échelles [Payan, 2004] [Marcin, 2010], il est intéressant d'appréhender leur comportement à plusieurs échelles d'observations :

- L'échelle microscopique qui se situe au niveau des fibres, de la matrice et de l'interface fibre/matrice, donne des renseignements sur les mécanismes de décohésions et de microfissurations matricielles.
- L'échelle mésoscopique permet d'observer l'évolution des fissures matricielles, intratorons (« splitting ») et les ruptures de fibres apparaissant.
- L'échelle macroscopique révèle les décollements intra-plis et inter-plis que l'on appelle délaminage.

La Figure I-8 représente schématiquement ces mécanismes d'endommagement dans le cas d'un stratifié UD.

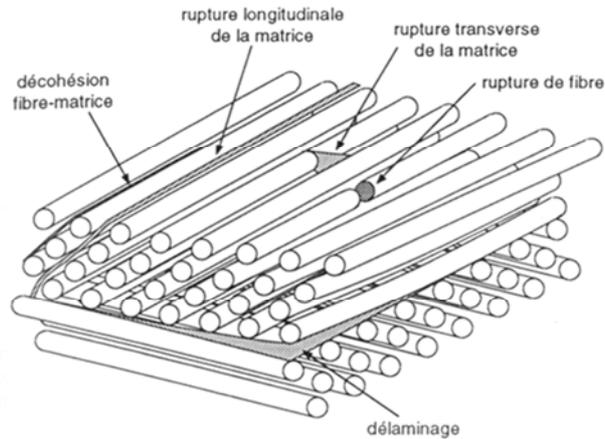


Figure I-8 : Représentation schématique des principaux mécanismes d'endommagement dans les stratifiés UD [Berthelot, 2005]

I.3.1 Endommagement des composites à renfort tissé

L'une des spécificités du comportement des composites tissés par rapport aux composites UD réside dans la réponse contrainte-déformation quasi-linéaire lors d'une sollicitation axiale (dans la direction chaîne ou trame). L'apparition de fissures matricielles, avant la rupture, est la cause d'une légère non-linéarité. Sur une courbe de traction, elle se matérialise par le « knee-point », point d'inflexion dans le comportement contrainte-déformation (cf. Figure I-9). L'apparition de ce point d'inflexion est directement associée à la dégradation matricielle, spécifique aux tissés [Pandita, 2001] [Osada, 2003]. Cette fissuration matricielle semble apparaître préférentiellement dans les zones de chevauchement des composites tissés. Ce phénomène apparaît d'autant plus tôt que le nombre de chevauchement (caractérisé par l'angle d'ondulation ou « crimp angle ») est grand. Ce dernier dépend directement du motif de tissu utilisé (cf. Figure I-9).

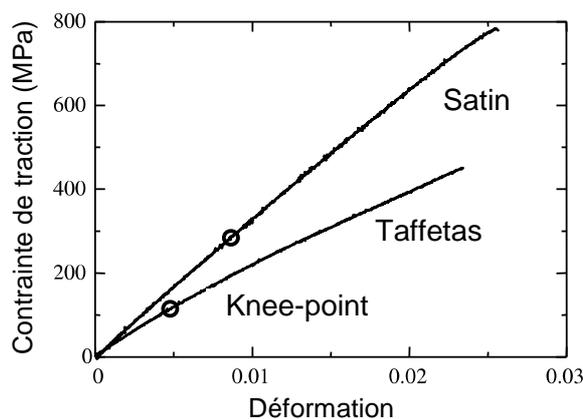


Figure I-9 : Influence du type de renfort sur le comportement en traction dans le sens des fibres [Osada, 2003]

Afin de rendre compte des différences de comportement, Daniel et al. ont comparé les réponses de stratifiés à plis UD et tissés pour trois sollicitations classiques que sont la traction, la compression et le cisaillement plan [Daniel, 2008].

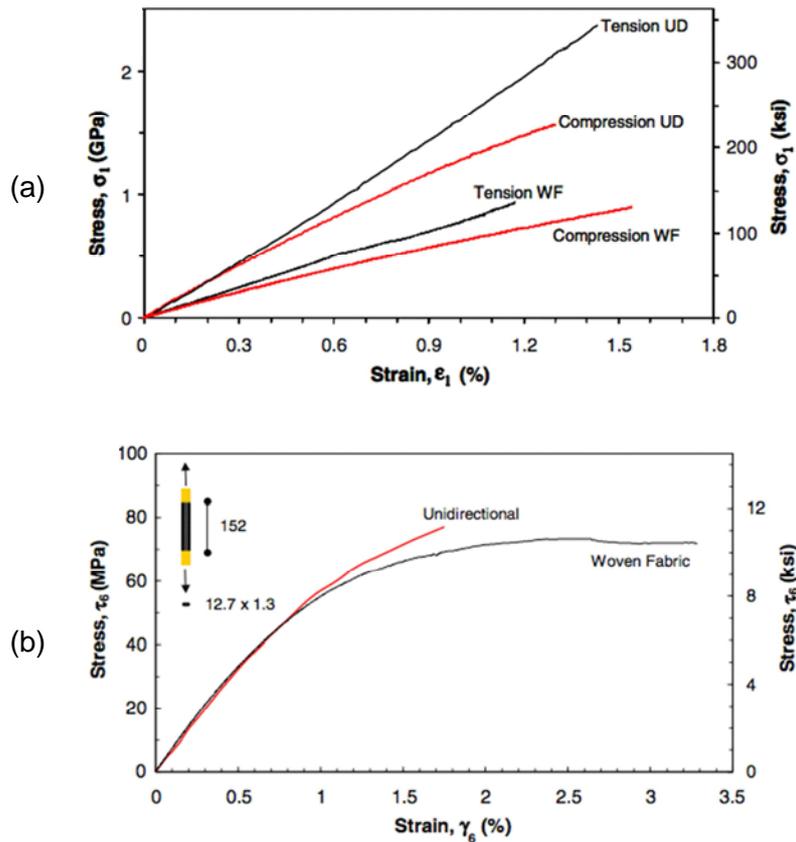


Figure I-10 : Comportement en contrainte-déformation de composites carbone/époxy à plis UD et à plis tissés en traction/compression (a) et en cisaillement plan (b) [Daniel, 2008]

Les matériaux étudiés sont des composites à matrice époxy renforcés par des fibres de carbone, possédant un drapage $[0]_4$ pour l'UD et un drapage $[(0/90)]_4$ pour le tissé. En traction et en compression (cf. Figure I-10-a), les caractéristiques mécaniques (rigidité et résistance à rupture) sont approximativement divisées par deux dans le cas des stratifiés tissés. En effet les stratifiés tissés se comportent comme des stratifiés $[0/90]_{2s}$ réalisés à partir de plis UD. En revanche, dans le cas du cisaillement plan, les comportements élastiques et les limites d'élasticité sont quasi-identiques. Cependant, le stratifié tissé se distingue par un comportement plus ductile, avec une déformation à rupture bien plus importante (3.2% contre 1.7%). Ces différences de comportement pour des sollicitations distinctes démontrent clairement que les mécanismes de déformation et d'endommagement sont spécifiques aux stratifiés tissés.

Comparativement, aux composites UD, les stratifiés tissés présentent une meilleure résistance au « splitting » (fissurations longitudinales), au délaminage, ainsi qu'une meilleure stabilité dimensionnelle. En effet, la présence des fibres dans la direction trame rend la rigidité transverse quasi-équivalente à la direction chaîne, améliorant de façon significative la résistance au « splitting ». En outre, le caractère hétérogène de la zone inter-plis (zone riche en matrice ou en fibres) rend la propagation de fissure plus difficile dans les stratifiés tissés et limite donc le délaminage [Pandita, 2001].

I.3.2 Mécanismes d'endommagement sous chargement de traction

Trois principaux mécanismes de ruine prédominent dans un composite TD à plis tissés lors d'un chargement monotone dans l'axe des fibres : fissuration transverse, longitudinale et rupture de fibres [Baranger, 2005]. Concernant leur enchaînement, Gao et al. et Osada et al. décrivent que l'endommagement s'initie par décohésions des interfaces fibre/matrice dans les torons transversaux [Gao, 1999] [Osada, 2003]. Cette initiation s'opère préférentiellement dans les zones de chevauchement (ondulation chaîne/trame) en raison de l'état de flexion imposé par le toron longitudinal sur le toron transversal [Osada, 2003]. A partir du dommage initial, les fissures intra-torons peuvent apparaître et se propager de manière homogène à travers les torons transversaux par coalescence des décohésions (cf. Figure I-11). Dans le même temps, des ruptures de fibres et des fissures intra-torons peuvent être observées très localement dans les torons longitudinaux situés à proximité du front de fissure. A l'inter-pli des décohésions longitudinales s'initient. Ces fissures interfaciales se propagent entre les torons de mêmes directions (intra-torons) ou d'orientations différentes (inter-torons). Ce type d'endommagement, appelé « méta-délamination » est spécifique aux stratifiés tissés. Dans la phase précédent la rupture, ces différents dommages vont se généraliser, et peuvent même « épouser » les ondulations du tissu [Bonnet, 2005]. Finalement, la ruine du matériau intervient par rupture de fibres longitudinales à cause de la redistribution des contraintes dans les zones endommagées. Les fibres rompues peuvent alors s'extraire de la matrice, c'est le phénomène de pull-out. On obtient alors une surface de rupture en peigne mettant en évidence les trois principaux mécanismes évoqués précédemment.

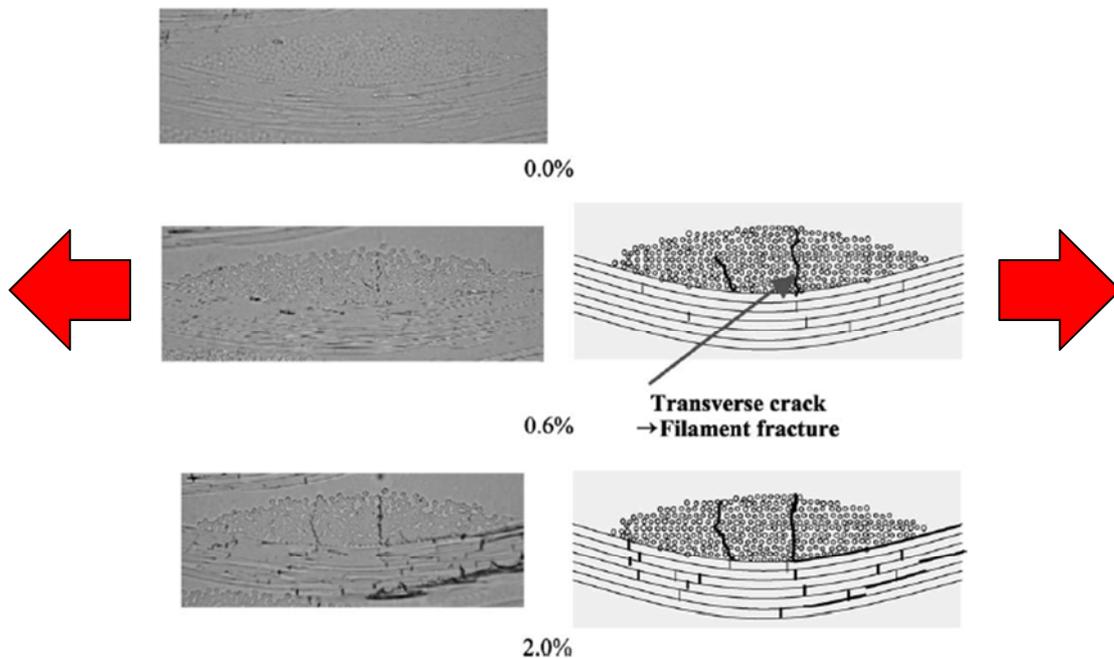


Figure I-11 : Amorce et propagation de l'endommagement dans un pli tissé lors d'un essai de traction longitudinal sur un stratifié verre/vinyl-ester (TD) [Osada, 2003]

En revanche, lors d'une sollicitation en dehors de l'axe des fibres (généralement à 45°), le comportement est gouverné par la matrice. La réponse du stratifié est alors ductile, contrairement à la réponse élastique fragile observée pour des sollicitations dans l'axe des fibres. Dans cette configuration, les mécanismes d'endommagement sont dominés par la fissuration inter-torons sens chaîne et trame et un délaminage extensif. Ainsi, dès le début du chargement, des microfissures s'initient dans la résine et vont se propager le long des fibres dans le sens chaîne comme dans le sens trame [Pandita, 2001] [Karayaka, 1994]. Après propagation jusqu'aux bords libres du stratifié, le délaminage s'initie et se généralise jusqu'à la ruine du stratifié. L'accumulation de l'endommagement et donc la perte de rigidité progressive justifient le caractère non-linéaire illustré par la Figure I-10. Pour ce type de stratification, on observe au cours du chargement une réorientation progressive des fibres dans le sens de la sollicitation [Wisnom, 1995] [Pandita, 2001] [Montesano, 2012]. Ce mécanisme est rendu possible par la plastification de la matrice et s'accompagne d'un phénomène de striction dans la zone utile de l'éprouvette. A la fin du chargement, il est possible d'observer une rigidification secondaire induite par un réalignement des fibres selon l'axe de sollicitation [Vieille, 2011] (cf. paragraphe I.4.2).

I.3.3 Mécanismes d'endommagement sous d'autres types de chargement

Afin de compléter cette étude du comportement des stratifiés tissés à matrice TD sous chargement monotone, Karayaka et al. ont mené une étude sur les mécanismes d'endommagement et de rupture de stratifiés tissés à matrice époxy soumis à d'autres types de sollicitation (cf. Figure I-12) [Karayaka, 1994]. Le renfort utilisé est un tissu de satin de 5 à fibres de carbone et les stratifiés étudiés possèdent deux séquences d'empilement typiques $[(+45, -45)]_9$ et $[(0/90)]_9$.

Pour une sollicitation en compression des stratifiés $[\pm 45]$, l'accumulation de l'endommagement de la matrice (fissuration transverse et longitudinale) est suivi par le micro-flambement des fibres sens trame dans la direction transverse. Ce flambement est facilité par le tressage des fibres trame sur les fibres chaîne qui présentent une orientation variable hors plan. Il s'ensuit un délaminage qui s'initie sur les bords libres et se propage sous la forme de bandes localisées le long des fibres (cf. Figure I-12-c). La ruine du stratifié résulte finalement de la rupture des fibres par flambement. Pour les stratifiés $[0/90]$, les surfaces de rupture dans les plis à 0° et à 90° difèrent et indiquent que plusieurs micro-mécanismes d'endommagement aboutissent à la rupture par cisaillement transverse du stratifié. Pour les fibres à 90°, les microfissures dans la matrice se propagent sans causer la rupture de ces fibres, d'où une surface de rupture lisse. Pour les fibres à 0°, l'endommagement est généré par le micro-flambement des fibres hors plan, suivi de multiples ruptures, d'où une surface de rupture rugueuse (cf. Figure I-12-c).

Pour une sollicitation en flexion, les mécanismes d'endommagement diffèrent également. Pour les stratifiés $[\pm 45]$, il y a compétition entre les mécanismes de ruine par cisaillement, traction (surface inférieure) et compression (surface supérieure). Les contraintes dans les plis externes sont les plus importantes et l'endommagement s'initie selon les mécanismes spécifiques à la traction et à la compression tandis que les plis internes supportent les contraintes de cisaillement interlaminaire sans subir d'endommagement. Dans les plis externes, la fissuration transverse et longitudinale de la

matrice se généralise et aboutit à la rupture des fibres en traction (surface inférieure) et en flambement (surface supérieure) causant la ruine du stratifié (cf. Figure I-12-b). Pour les stratifiés [0/90], la résistance du stratifié en flexion étant supérieure à celle en compression et inférieure à celle en traction, la surface supérieure va s'endommager selon les mécanismes propres à la ruine en compression. Dans le même temps, la fissuration transverse de la matrice le long des fibres à 90° va induire des concentrations de contraintes au front de fissures et générer l'apparition de fissures interlaminaires qui vont se généraliser et aboutir à la ruine par cisaillement interlaminaire du stratifié (cf. Figure I-12-b).

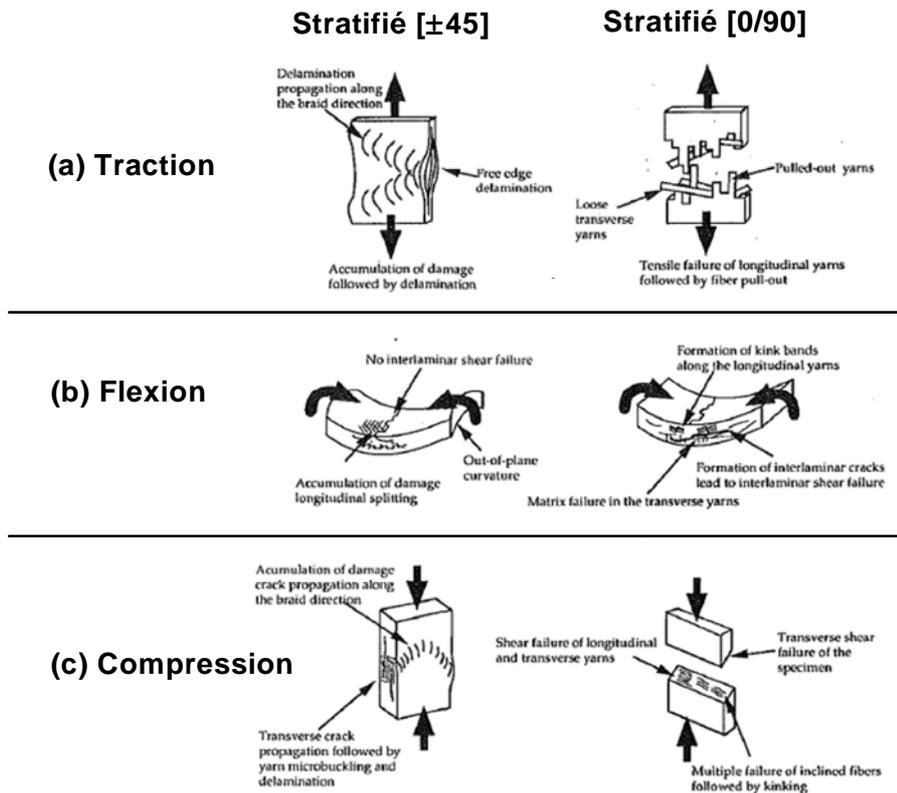


Figure I-12 : Représentation schématique des principaux mécanismes de ruine de stratifiés carbone/époxy à plis tissés : (a) Traction - (b) Flexion – (c) Compression [Karayaka, 1994]

Très peu de travaux sont consacrés à l'étude du comportement monotone et des mécanismes d'endommagement de composite tissés à matrice TP. On peut toutefois citer quelques études sur des stratifiés tissés à matrice PPS, PEEK ou Bismaldéide. En préambule d'une étude sous chargement cyclique, la plupart de ceux-ci traite du problème en s'intéressant à l'influence de la matrice [Kawai, 2001], de la température [Franco, 2008] et de l'orientation des plis [Montesano, 2012]. Différemment, Daggumati et al. ont réalisé une analyse microscopique de la fissurations d'un stratifié C/PPS tissé au cours d'un essai sous chargement monotone [Daggumati, 2011]. Le même type de matériau est étudié par Vieille et al. afin d'évaluer l'influence de la présence d'un trou sur la réponse de stratifiés au-delà de la T_g [Vieille, 2011].

I.4 Comportement à haute température

Les CMOs sont très sensibles aux conditions environnementales dans lesquelles ils sont utilisés. L'effet de ces conditions est très dépendant de la nature de la matrice et des fibres utilisées. Les principaux facteurs sont la température, l'humidité, les UVs ou encore les attaques chimiques (corrosifs, ...) [Mallick, 1993]. On ne s'intéressera ici qu'à l'effet de la température sur les propriétés des CMOs, à savoir des résines Epoxy et PPS renforcées de tissus carbone. Le tableau suivant (cf. Tableau I-5) présente les propriétés physico-chimiques des résines utilisées.

Tableau I-5 : Propriétés physico-chimiques élémentaires de résines hautes performances [Walther, 1998]

Type de résine	Température de transition vitreuse - Tg	Température de fusion - Tm	Taux de cristallinité (%)
TD Epoxy	190°C	-	Amorphe
TP PPS	90°C	280°C	10-60 (Semi-cristallin)

Quand la température augmente, les caractéristiques mécaniques du polymère sont altérées en raison de l'adoucissement thermique (cf. Figure I-13-a). Ce phénomène est à relier au comportement très visqueux des polymères qui est fortement dépendant de la vitesse de chargement. Les travaux de Fiedler et al. sur le comportement de résines Epoxy hautes performances illustrent bien cette perte de propriétés mécaniques lorsque la température s'élève [Fiedler, 2005] (cf. Figure I-13). D'un comportement élastique fragile à -40°C, on passe très rapidement à un comportement ductile avec une striction très marquée. De plus, la résine Epoxy considérée dans le travail de Fiedler et al. s'avère très intéressante puisque sa température de transition vitreuse est faible et donc proche de celle de la résine thermoplastique PPS (95°C). La Figure I-13 permet de mettre en évidence l'effet antagoniste d'une augmentation de la vitesse de chargement ou de la température, révélant un comportement fortement dépendant du temps de la résine Epoxy L135i.

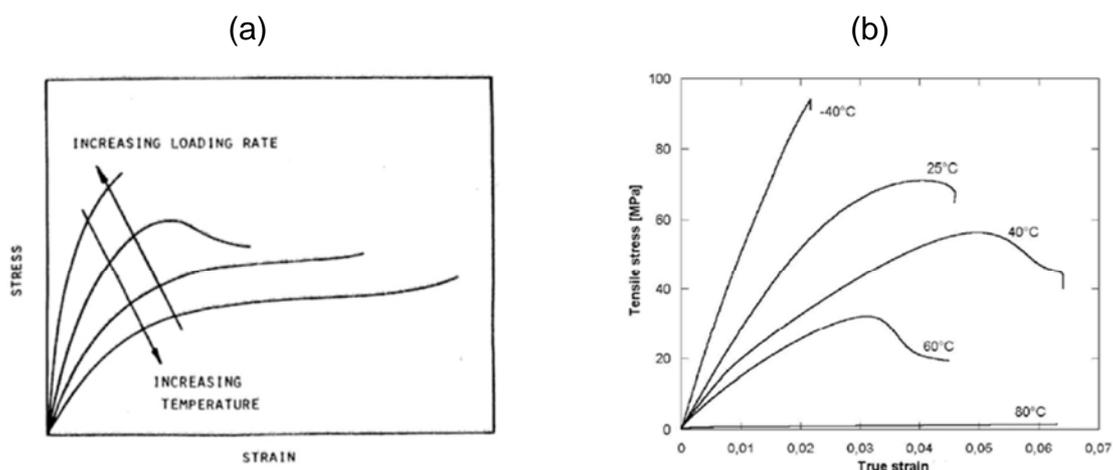


Figure I-13 : Comportement en traction de polymères - Influence de la vitesse de chargement et de la température (a) [Mallick, 1993] et courbes contrainte-déformation axiale de la résine époxy pure L135i à différents températures d'essais (b) [Fiedler, 2005]

I.4.1 Stratifiés C/Epoxy

Le comportement des fibres étant très peu influencé par la température [Aucher, 2009], l'augmentation de température sur les CMOS va principalement influencer sur les propriétés de la matrice, ainsi que de l'interface fibre/matrice. En effet, Detassis et al. ont mené une étude sur l'effet de la température sur la résistance en cisaillement de l'interface fibre/matrice d'un composite C/Epoxy [Detassis, 1995]. Il a démontré que cette résistance chutait brutalement autour de la T_g de la matrice. De la même façon, MacLaughlin et al. et Miyano et al. ont mis en évidence plusieurs effets néfastes de l'augmentation de température sur des stratifiés C/Epoxy tissés et unidirectionnels [McLaughlin, 1996] [Miyano, 1994]. Ainsi, on observe un abattement progressif du module de rigidité de la matrice au fur et à mesure que la température se rapproche de la T_g du matériau. Une telle augmentation semble favoriser l'apparition de fissures prématurées dans la résine par désorption d'eau ou autres composés volatils. On notera que ces effets sont renforcés pour un temps de maintien long (cas du fluage).

Kawai et al. ont réalisé une étude complète sur le comportement monotone et en fatigue sous chargement de traction d'un stratifié orthotrope 12 plis tissés C/Epoxy à température ambiante et 100°C ($T < T_g$) [Kawai, 2006]. Dans le sens chaîne et trame, les modules de rigidité sont très peu modifiés par l'augmentation de température, alors que les résistances longitudinales et transversales augmentent légèrement (+6%), un effet justifié par un phénomène de post-cuisson s'opérant lors de l'élévation de température. A l'inverse, l'influence de la température est marquée pour des stratifiés hors-axes ($\theta=15, 30, 45$), caractérisés par un comportement fortement non-linéaire en traction, en particulier à 100°C (cf. Figure I-14). Ainsi, entre la température ambiante et 100°C, le module de cisaillement chute de 63% (mesuré sur le stratifié orienté à 45°) et la résistance du matériau chute de 50 % pour l'ensemble des orientations. Ces résultats montrent que même à une température inférieure à la T_g du matériau les propriétés mécaniques des plis hors-axes sont très fortement dégradées, confirmant l'observation de Fiedler et al. [Fiedler, 2005].

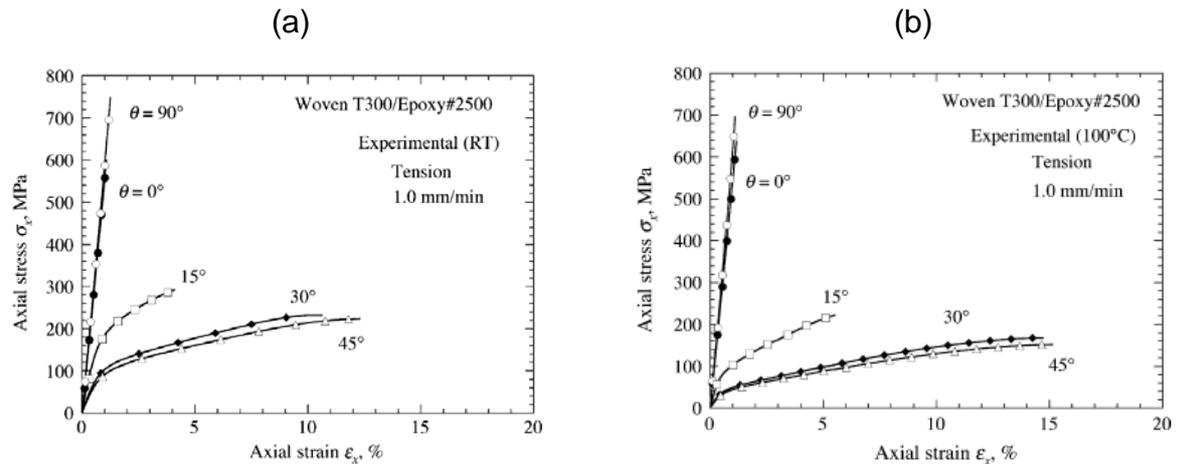


Figure I-14 : Courbes contrainte-déformation axiale pour des orientations $\theta=0^\circ; 15^\circ; 30^\circ; 45^\circ; 90^\circ$ à : (a) Température ambiante - (b) 100°C [Kawai, 2006]

En outre, une comparaison des faciès de rupture des éprouvettes a également été proposée [Kawai, 2006]. Elle révèle une très forte dépendance à l'orientation des fibres et de la température des modes d'endommagement. En effet, l'augmentation de température privilégie un mode de ruine par délaminage dans les stratifiés hors-axes. Ce mode d'endommagement est initié par la déformation de cisaillement progressive, induisant un décollement au niveau des zones de chevauchement, provoquant le délaminage. Ce type d'endommagement est facilité par l'élévation de température et donc de la ductilité croissante de la matrice. Pour les stratifiés à 0 ou 90°, il n'y a pas ou peu de différence entre les deux faciès de rupture à température ambiante et 100°C.

I.4.2 Stratifiés C/PPS

Peu de références traite du comportement à haute température de composites à matrice PPS. Ces études s'intéressent principalement à des stratifiés UD [Walther, 1998] [Loverich, 2000] [Mahieux, 2002] [Deng, 2004], avec quelques exceptions concernant des stratifiés tissés [De Baere, 2008] [Daggumati, 2011] [Franco, 2008] [Meyer, 2008].

Dans le cas des TP haute-performance (e.g. PPS), la structure semi-cristalline permet d'améliorer grandement les caractéristiques mécaniques même à haute température. Contrairement aux TD, les TP semi-cristallins comme le PPS ou le PEEK et leurs composites associés, conservent de bonnes propriétés mécaniques au-delà de leur T_g [Reifsnider, 1998] [Loverich, 2000] [Mahieux, 2002] (cf. Figure I-15). De plus, l'utilisation de matrice TP renforcée par des fibres de carbone permet une légère augmentation de la température de transition vitreuse [Walther, 1998].

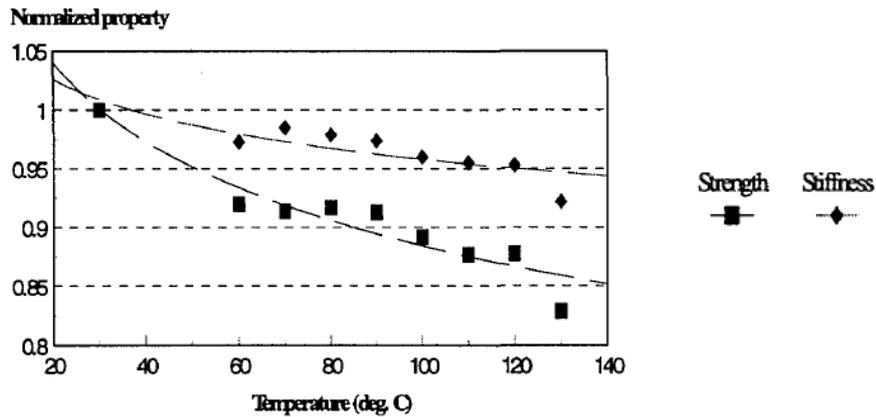


Figure I-15 : Evolution du module longitudinal et de la résistance en fonction de la température pour un stratifié carbone/PPS à plis UD [Reifsnider, 1998]

Afin de comparer l'effet de la température sur les composites à matrice TD et TP, des essais de cisaillement plan sur des stratifiés tissés $[(+45,-45)]_7$ ont été réalisés à température ambiante et à 120°C dans [Aucher, 2009]. Les résultats montrent que les stratifiés C/PPS possèdent un comportement bien plus ductile que le C/Epoxy quelque soit la température. Cependant les résistances à rupture en cisaillement restent proches pour les deux matériaux : 230 MPa à température ambiante (TA) et 160 MPa à 120°C. Ainsi, l'augmentation de température a un effet similaire en terme de résistance au cisaillement (-30%). Cependant à 120°C, pour le C/PPS, la T_g est dépassée de près de 25°C, confirmant ainsi une altération des caractéristiques mécaniques pour les composites à matrice TP. Dans le même temps, l'augmentation de température s'accompagne d'un abattement du module de cisaillement et d'une augmentation de la déformation à rupture de l'ordre de 65 % pour le C/PPS, témoin d'un comportement dépendant du temps très marqué de la matrice très marqué au delà de la T_g . Par ailleurs, le module de cisaillement du C/Epoxy chute de 20% et conserve une déformation à rupture stable. Cette différence de comportement entre les deux composites met en évidence des mécanismes d'endommagement très différents entre matrice TD et TP.

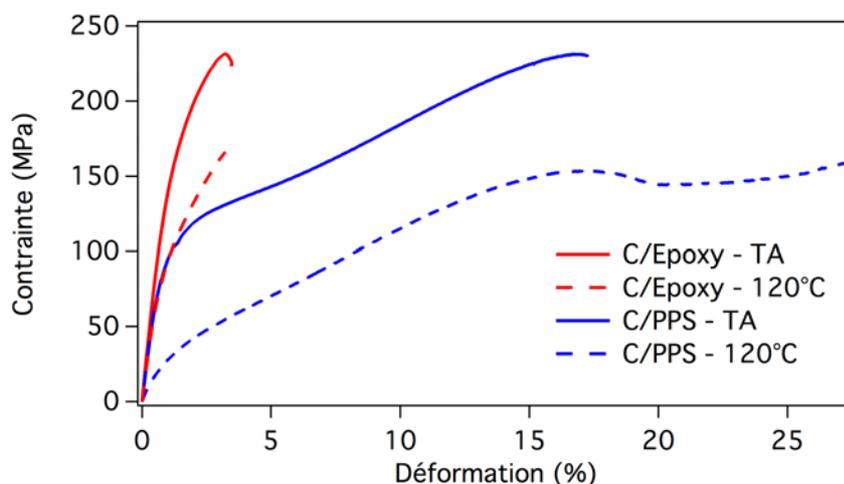


Figure I-16 : Comparaison du comportement C/Epoxy et C/PPS (satin de 5) $[(+45,-45)]_7$ à TA et à 120°C [Aucher, 2009]

Dans le cas du C/PPS, proche de la rupture, on peut noter un regain de rigidité associé à la réorientation des fibres selon la direction de sollicitation [Wisnom, 1995] [Vieille, 2011] [Montesano, 2012] (cf. Figure I-16). Ce phénomène est rendu possible grâce à la plastification de la matrice et s'accroît avec l'augmentation de température pour des composites à matrice ductile comme les TP. La rotation des fibres peut être quantifiée à partir de l'observation d'éprouvettes post-mortem. Ce travail a été réalisé dans [Vieille, 2011] sur des stratifiés à matrice époxy et PPS renforcé de tissu de satin de 5 de fibres de carbone $[(+45/-45)]_7$ (cf. Figure I-17). La réorientation est significative pour une matrice TP telle que le C/PPS (17° à TA et 26° à 120°C), alors qu'elle reste modérée pour le C/Epoxy dont la matrice possède un comportement plus ductile (5° à TA et 7° à 120°C). Ainsi, en amplifiant le caractère ductile de la matrice, la température contribue à favoriser la réorientation des fibres ($+2^\circ$ pour le C/Epoxy et $+9^\circ$ pour le C/PPS).

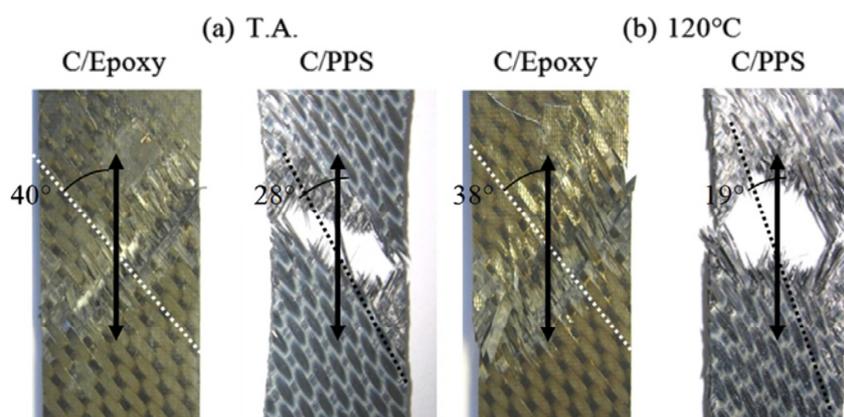


Figure I-17 : Rotation des fibres pour un C/Epoxy et C/PPS (satin de 5) $[(+45,-45)]_7$ à TA (a) et à 120°C (b) [Vieille, 2011]

En résumé, la température est un facteur prépondérant pour le comportement des composites à matrice polymère. Outre l'abaissement important des propriétés mécaniques de la matrice, l'augmentation de température peut se traduire par une activation des mécanismes visqueux (viscoélasticité ou viscoplasticité). L'étude plus précise de ces mécanismes dépendants du temps dans les CMOs est possible à partir d'essais de fluage ou de relaxation.

I.5 Conclusion

En conclusion, ce chapitre introductif a rappelé le contexte de l'étude, en présentant brièvement le projet à la base du travail de thèse de J. Aucher. La présente étude s'inscrit dans la continuité, en s'intéressant notamment au comportement à long terme de stratifiés tissés à matrice thermoplastique (C/PPS) et thermodurcissable (C/Epoxy) à une température ($T=120^\circ\text{C}$) telle que $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{C/Epoxy}$. Les quelques rappels présentés dans ce chapitre sur les mécanismes d'endommagement sous chargement monotone et sur l'influence de la température doivent permettre, d'appréhender plus particulièrement le comportement sous chargement de fluage et de fatigue de ce type de matériaux.

✓ **Références bibliographiques :**

- Aimene, Y. (2007)**, Approche hyperelastique pour la simulation des renforts fibreux en grandes transformations. Département Mécanique. Lyon, INSA Lyon.
- Ashby, M.F. et D. Cebon (2002)**, New approaches in Materials and Manufacturing education. Engineering Department. Cambridge.
- Aucher, J. (2009)**, Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable, PhD thesis at the INSA Rouen.
- Baranger, E. (2005)**, *Stratégie de calcul et utilisation de séries de Fourier pour les tubes composites dégradés*, Thèse de Doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan, ENSC-2005 n°63.
- Bassery, J. (2011)**, Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites, PhD Thesis of Ecole Nationale Supérieures des Mines de Paris.
- Berthelot, J.M. (2005)**, *Matériaux Composites - Comportement mécanique et analyse des structures*, Editions Lavoisier
- Bonnet, B. (2005)**, Comportement aux chocs de matériaux composites pour applications automobiles. Paris, Mines de paris.
- Boukhili, R. (2009)**, *Matériaux Polymères*, Cours, Ecole Polytechnique de Montréal.
- Carbillet, S. (2005)**, Contribution aux calculs fiabilistes sur des structures composites. Besançon, PhD thesis from UFR des Sciences et Techniques de l'Université de Franche-Comté.
- Chassanieux, C. , H. Lefebvre et S. Pascual (2008)**, *L'indispensable en Polymères*, Breal, Collection "L'indispensable"
- Chevalier, N. (2008)**, *Projet TOUPIE : cahier des charges matériau et sélection matériau*, Rapport n°DITT-08-0248.
- Daggumati, S. , E. Voet , W. Van Paepegem , J. Degrieck , J. Xu , S.V. Lomov et I. Verpoest (2011)**, *Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I Experimental analysis*, Composites Science and Technology, 71(8): 1171-1179.
- Daniel, I.M. , J.-J. Luo et P.M. Schubel (2008)**, *Three-dimensional characterization of textile composites*, Composites Part B: Engineering, 39(1): 13-19.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem et J. Degrieck (2008)**, *Comparison of the modified three-rail shear test and the $[(+45^\circ;-45^\circ)]_4s$ tensile test for pure shear fatigue loading of carbon fabric thermoplastics*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 31(6): 414-427.
- Deng, S. , X. Li , H. Lin et Y.J. Weitsman (2004)**, *The non-linear response of quasi-isotropic composite laminates*, Composites Science and Technology, 64(10-11): 1577-1585.
- Detassis, M. , A. Pegoretti et C. Migliaresi (1995)**, *Effect of temperature and strain rate on interfacial shear stress transfer in carbon/epoxy model composites*, Composites Science and Technology, 53(1): 39-46.

- Dubord, S. (2006)**, *Propriétés des Plastiques : cristallin ou amorphe*, MCI.
- Fiedler, B. , T. Hobbiebrunken , M. Hojo et K. Schulte (2005)**, *Influence of stress rate and temperature on the strength of epoxy resins*. ICF 11 - 11th International Conference on Fracture.
- Franco, L.A.L. , M.L.A. Graça et F.S. Silva (2008)**, *Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions*, Materials Science and Engineering: A, 488(1-2): 505-513.
- Gao, F. , L. Boniface , S.L. Ogin , P.A. Smith et R.P. Greaves (1999)**, *Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation*, Composites Science and Technology, 59(1): 123-136.
- Jones, R.M. (1975)**, *Mechanics of composite materials*, Mc Graw-Hill Company.
- Karayaka, M. et P. Kurath (1994)**, *Deformation and Failure Behavior of Woven Composite Laminates*, Journal of Engineering Materials and Technology, 116(2): 222-232.
- Kawai, M. et T. Taniguchi (2006)**, *Off-axis fatigue behavior of plain weave carbon/epoxy fabric laminates at room and high temperatures and its mechanical modeling*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 37(2): 243-256.
- Kawai, M. , S. Yajima , A. Hachinohe et Y. Kawase (2001)**, *High-temperature off-axis fatigue behaviour of unidirectional carbon-fibre-reinforced composites with different resin matrices*, Composites Science and Technology, 61(9): 1285-1302.
- Lachaud, F. (2009)**, *Conception, Calcul, Fabrication des structures composites*, Formation ENSICA - ISAE.
- Loverich, J.S. , B.E. Russell , S.W. Case et K.L. Reifsnider (2000)**, *Life prediction of PPS composites subjected to cyclic loading at elevated temperatures*, Polym. Compos., ASTM STP 1357,(1357): 8.
- Mahieux, C.A. et C. Scheurer (2002)**, *Elevated temperature bending stress rupture behavior AS4/APC-2 and comparison with AS4/PPS literature data*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 33(7): 935-938.
- Mallick, P.K. (1993)**, *Fiber-Reinforced Composites : Materials, Manufacturing and Design*
- Marcin, L. (2010)**, *Modélisation du comportement , de l'endoammgement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Bordeaux, Université Bordeaux I.
- McLaughlin, P.V.D. , H.A. McShane , R. Cochran et E. Armstrong-Caroll (1996)**, *Effects of High heat on the Strength and Fatigue Life of Unidirectional Polymer-Matrix Composites*, Proceedings of the ASME Aerospace and Materials Divisions, AD VOLUME 51/MD-VOLUME73: pp. 427-441.
- Meyer, D. , H. Bersee et A. Beukers (2008)**, *Temperature effect on reinforced thermoplastic composite properties for primary aircraft structure applications*. 49th Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference. Schaumburg, IL.
- Miyano, Y. , M.K. McMurray , J. Enyama et M. Nakada (1994)**, *Loading Rate and Temperature Dependence on Flexural Fatigue Behavior of a Satin Woven CFRP Laminate*, Journal of Composite Materials, 28(13): 1250-1260.

- Montesano, J. , M. Selezneva , Z. Fawaz , C. Poon et K. Behdinan (2012)**, *Elevated temperature off-axis fatigue behavior of an eight-harness satin woven carbon-fiber/bismaleimide laminate*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 43(9): 1454-1466.
- Osada, T. , A. Nakai et H. Hamada (2003)**, *Initial fracture behavior of satin woven fabric composites*, Composite Structures, 61(4): 333-339.
- Oudet, C. (1994)**, Polymères Structure et Propriétés, Introduction. Masson: pp. 123-142.
- Pandita, S.D. , G. Huysmans , M. Wevers et I. Verpoest (2001)**, *Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 32(10): 1533-1539.
- Payan, J. (2004)**, Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Marseille, LMA.
- Reifsnider, K.L. et S.W. Case (1998)**, *Strength-based predictive methods for large-scale combined degradation effects*, Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference and Exhibit 39th, Long Beach.
- Vieille, B. et L. Taleb (2011)**, *About the influence of temperature and matrix ductility on the behavior of carbon woven-ply PPS or epoxy laminates: Notched and unnotched laminates*, Composites Science and Technology, 71(7): 998-1007.
- Walther, B.M. (1998)**, *An Investigation of the tensile strength and stiffness of unidirectional Polymer-matrix, carbon-fiber composites under the influence of high temperatures*, Master's Thesis in Engineering Science and Mechanics, Virginia Polytechnic Institute and State University.
- Wisnom, M.R. (1995)**, *The effect of fibre rotation in $\pm 45^\circ$ tension tests on measured shear properties*, Composites, 26(1): 25-32.

Chapitre II :

Revue bibliographique du comportement visco-élasto-plastique des matériaux composites

Avant d'envisager l'étude expérimentale du comportement à long terme de stratifiés tissés à matrice TD ou TP à haute température, il est indispensable de connaître l'état des recherches réalisées sur le sujet. Dans un premier temps, une attention particulière est accordée aux mécanismes dépendant du temps à travers une revue du comportement de stratifiés tissés sous chargement de fluage. Dans un second temps, l'étude est consacrée à la synthèse des travaux portant sur le comportement cyclique des matériaux composites stratifiés. La dernière partie mettra en valeur les résultats des travaux consacrés à l'interaction existant entre les phénomènes de fluage et fatigue au cours d'un chargement cyclique. L'objectif de cette recherche bibliographique est double : identifier les mécanismes caractéristiques du comportement en fatigue de stratifiés tissés, et comprendre l'influence des effets dépendants du temps sur le comportement à long terme en fonction de la nature de la matrice et de la température.

✓ Plan du chapitre :

II.1	Comportement sous chargement de fluage	32
II.1.1	Essai de fluage et déformations associées.....	32
II.1.2	Comportement en fluage de composites à matrice TP	35
II.2	Comportement sous chargement de relaxation.....	39
II.3	Comportement sous chargement de fatigue	40
II.3.1	Types d'endommagements et accumulation de l'endommagement.....	40
II.3.2	Diagramme de vie en fatigue.....	41
II.3.3	Chronologie de l'endommagement des stratifiés UD	42
II.3.4	Chronologie de l'endommagement des stratifiés tissés	44
II.3.5	Influence des paramètres environnementaux	45
II.3.6	Comportement en fatigue de stratifiés tissés C/PPS.....	49
II.4	Interaction fluage/fatigue	51
II.5	Conclusion	52

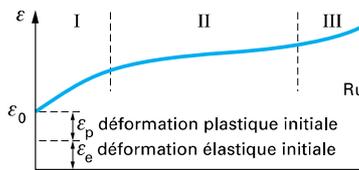
II.1 Comportement sous chargement de fluage

II.1.1 Essai de fluage et déform

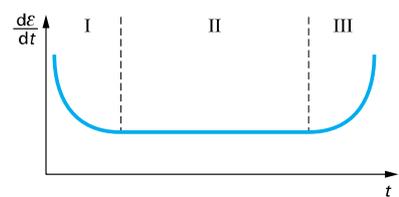
Le fluage est un phénomène se traduisant par la déformation d'un matériau lorsqu'on lui applique instantanément une contrainte constante [Krawczac, 1999]. Le matériau subit alors une déformation élastique et à la suite de la plasticité du matériau. Le comportement est divisé en trois zones : (i) une première zone où la vitesse de déformation est élevée, (ii) une seconde zone où la vitesse est constante et (iii) enfin une troisième zone où la déformation augmente brusquement jusqu'à la rupture.



(a) contrainte appliquée



(b) déformation résultante



(c) vitesse de fluage

Figure 11-2 [Krawczac, 1999]

l'application d'une sollicitation constante entraîne obligatoirement un fluage. Ce fluage ne peut pas réellement

être évité sous des contraintes appelées essai de fluage. Ces essais permettent de mettre en évidence le comportement visco-élasto-plastique des matériaux. Les différentes réponses pouvant être obtenues, sont présentées sur la Figure II-2.

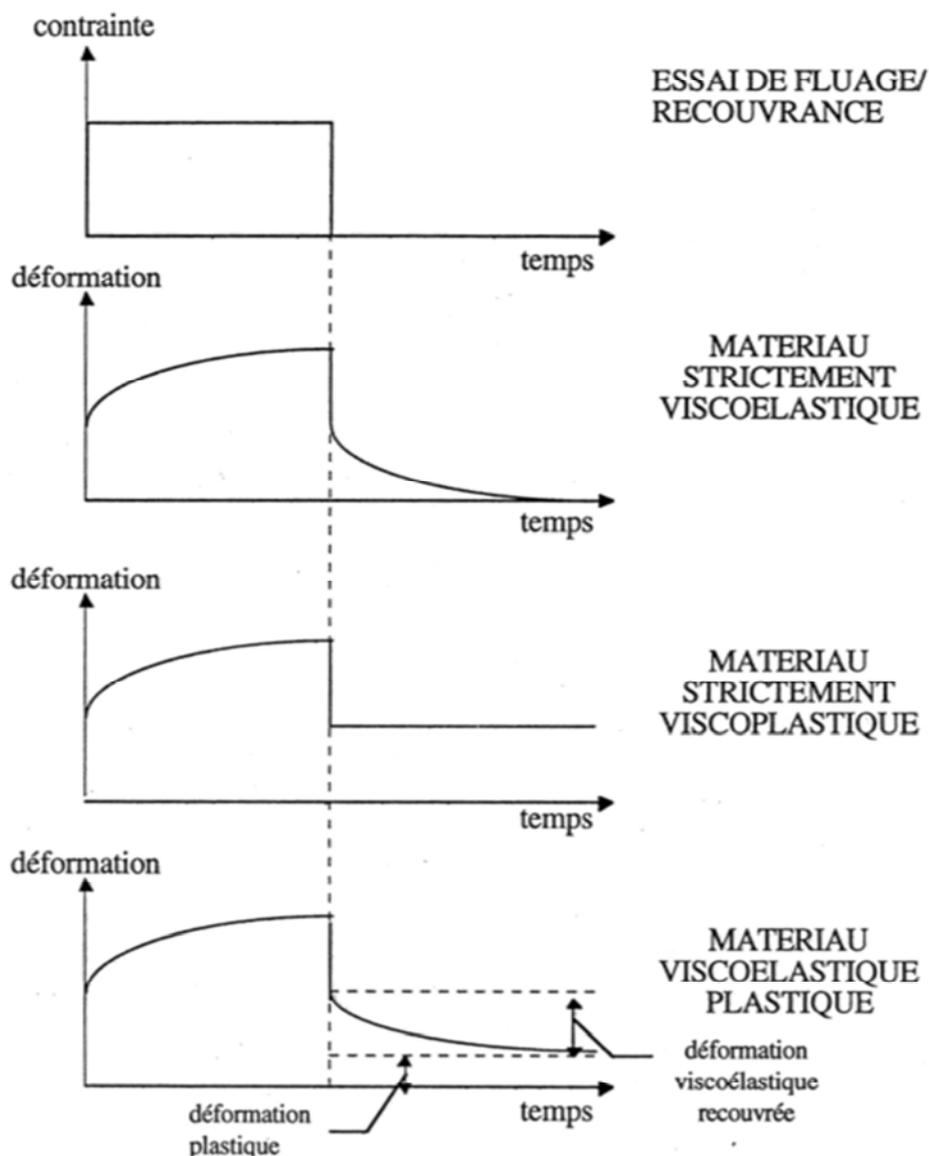


Figure II-2 : Différents types de comportement de composites en fluage-recouvrement [Vinet, 1997]

La déformation d'origine visqueuse (dépendante du temps) se décompose en deux contributions :

- Une part réversible : la viscoélasticité
- Une part irréversible : la viscoplasticité

✓ **Viscoélasticité**

Dans les composites à matrice polymère, la nature organique de la matrice induit une déformation réversible dépendante du temps, la viscoélasticité [Carbillet, 2005]. Ce comportement se différencie de l'élasticité par une recouvrance au bout d'un temps infini. Il résulte du mouvement dans le temps de macromolécules sans rupture des liaisons. La complexité de ce comportement peut conduire à définir deux domaines en fonction du niveau de contrainte appliqué :

➤ *Viscoélasticité linéaire*

Un matériau est défini comme étant viscoélastique linéaire lorsque :

- La contrainte est proportionnelle à la déformation à un temps donné i.e. $\varepsilon[c\sigma(t)] = c\varepsilon[\sigma(t)]$. Il faut donc que la souplesse en fluage soit indépendante de la contrainte appliquée.
- Le matériau doit obéir au principe de superposition de Boltzmann. Ce principe, dans la zone linéaire, stipule que la réponse viscoélastique d'un matériau à une série de paliers de sollicitations consécutifs est égale à la somme des réponses de ce matériau suite à chaque palier pris séparément [Dasappa, 2010] (cf. Chapitre IV.2.2).

La viscoélasticité linéaire s'applique en général pour des faibles niveaux de chargement ou pour des stratifiés sollicités dans l'axe des fibres. Elle reste un cas idéal où connaissant la réponse à une sollicitation élémentaire, il est possible de déduire la réponse à un chargement quelconque.

➤ *Viscoélasticité non-linéaire*

Pour une grande majorité de matériaux CMOs, la viscoélasticité devient non-linéaire pour des niveaux de chargement bien inférieurs aux contraintes de fonctionnement. Dans ce domaine, les propriétés mécaniques (soupleses) deviennent dépendantes du niveau de charge appliqué [Mui, 2008]. Le principe de Boltzmann ne s'applique donc plus. Le seuil de linéarité de la viscoélasticité est habituellement déterminé à partir du tracé des courbes isochrones. Ces courbes peuvent être obtenues en relevant les couples (σ/ε) pour un temps donné, à partir des données d'essais de fluage pour différents niveaux de chargement. En outre, elles sont en général représentées dans la phase de recouvrance, quand le matériau possède un comportement viscoélastique pur. Ainsi, le comportement viscoélastique linéaire est représenté par une portion de droite, suivi d'une inflexion indiquant le passage dans le domaine non-linéaire, et permet ainsi d'identifier le seuil de linéarité [Vinet, 1997]. Cette notion d'isochronisme peut également être observée sur des courbes de fluage normalisées [Maire, 1992]. En effet, les courbes sont considérées isochrones lorsqu'elles se superposent, et le seuil de linéarité est franchi lorsque les réponses normalisées ne sont plus confondues (cf. paragraphe IV.4.2.1).

✓ **Viscoplasticité**

Contrairement à la viscoélasticité, la viscoplasticité est une déformation irréversible dépendante du temps. Elle est due à la réorganisation des liaisons entre macromolécules (avec rupture de certaines d'entre elles) engendrant une déformation irréversible [Carbillet, 2005]. Ce comportement est très dépendant des conditions d'essai comme la température et le niveau de sollicitation. Lors d'un essai de fluage-recouvrance, la déformation résiduelle est la traduction de la viscoplasticité s'opérant au cours de l'essai.

II.1.2 Comportement en fluage de composites à matrice TP

Cette revue bibliographique se focalisera sur les études traitant du comportement sous chargement de fluage des résines TP et des composites associés. Peu d'études font état du comportement à long terme de stratifiés à matrice PPS, et concerne plutôt la résine PEEK [Risson, 1998]. Le phénomène de fluage des CMOs est principalement associé au comportement dépendant du temps de la matrice. En effet, le comportement des fibres est généralement considéré comme étant indépendant du temps et donc, insensible au fluage [Sturgeon, 1976] [Bonnet, 2004].

Les matrices TD sont caractérisées par une structure amorphe avec des macromolécules fortement réticulées entre elles (cf. Chapitre I). Cette forte densité de pontages entre molécules rend ces dernières peu sensibles au fluage, par blocage des mouvements de glissement des molécules les unes par rapport aux autres.

Contrairement aux matrices TD, les matrices TP sont composées de chaînes de molécules indépendantes reliées par des liaisons faibles. Le mouvement de glissement des molécules les unes par rapport aux autres est alors facilité, rendant ces matrices TP, plus sujettes au phénomène de fluage. Dans les TP semi-cristallins, caractérisés par une phase cristalline répartie dans la phase amorphe (cf. Chapitre I) [Ashby, 2005], les sphérolites vont bloquer le mouvement de glissement des molécules [Spruiell, 2005]. C'est pourquoi le comportement sous chargement de fluage des TP semi-cristallins dépend directement du taux de cristallinité. Enfin, la présence d'un renfort dans la matrice influe significativement le comportement en fluage des composites renforcés, en jouant le rôle d'obstacle au glissement.

II.1.2.1 Influence de l'architecture du renfort

Partant de cette idée, certains auteurs ont étudié l'effet du type de renfort sur la réponse en fluage. La plupart des études concernent des composites à matrice TD. Guedes et al. ont étudié le comportement en fluage de composites C/Epoxy, unidirectionnel et tissé (sergé) [Guedes, 2001]. Cette étude expérimentale a été réalisée à partir d'essais de fluage de flexion trois points sur un empilement orthotrope $[0]_4$ à 50°C. Ces essais ont montré une meilleure résistance au fluage de l'UD en comparaison avec le composite tissé. Les auteurs expliquent ce phénomène par la présence de zones de chevauchement entre les fibres longitudinales et transversales dans le tissu.

Dans la même idée, Bathgate et al. ont cherché à déterminer l'effet de la couture sur le comportement en fluage d'un composite C/Epoxy renforcé par un tissu taffetas de carbone [Bathgate, 1997]. La couture est réalisée longitudinalement avant l'injection de la résine dans l'épaisseur de la préforme fibreuse (fibres de carbone notamment). Les essais de fluage sont réalisés à trois températures différentes (35, 55 et 75°C) et pour trois niveaux de chargement sur un empilement $[(0,90)]_7$. Les premiers résultats montrent que les composites tissés cousus améliorent grandement la résistance au fluage. Par la suite, une analyse par éléments finis a permis de mettre en évidence que les points de coutures réduisent significativement les contraintes interlaminaires, justifiant ainsi la meilleure résistance au fluage. Pang et al. ont montré que la couture de plis tissés est fortement anisotropique puisque l'ajout de points de couture dans le sens transverse joue un rôle néfaste sur la résistance au fluage [Pang, 1997].

II.1.2.2 Influence de la stratification

Si le renfort s'oppose au fluage, il est évident que la stratification et/ou l'angle de sollicitation ont une grande influence sur le comportement à long terme, comme en atteste l'étude du comportement des stratifiés $[\pm 45]_{4s}$ et $[90]_{4s}$ C/PEEK et C/Epoxy [Katouzian, 1995]. Classiquement, le comportement des stratifiés orthotropes sollicités hors-axes est globalement dominé par la réponse de la matrice alors que le comportement d'un stratifié orthotrope sollicité à 0° est dominé par la réponse des fibres [Ha, 1991] [Kim, 1992] [Kawai, 2001a] [Kawai, 2004].

Dans le même but, Deng et al. ont étudié l'influence de l'angle de sollicitation sur des stratifications QI [Deng, 2004]. Pour cela les réponses en fluage et en relaxation de stratifiés quasi-isotropes $[0/90/\pm 45]_s$ C/PPS à différentes températures et pour différents angles de sollicitation en traction ont été examinées. Pour un niveau de chargement donné, la déformation de fluage est plus importante avec un angle de sollicitation croissant. Pour un angle de sollicitation donné, la déformation de fluage augmente significativement pour un niveau de chargement croissant (cf. Figure II-3). A haute température ($T=120^\circ\text{C} > T_g$), une déformation résiduelle est observée après relaxation. Une sollicitation hors axe tend à rendre prédominant le rôle de la matrice, laquelle présente des comportements viscoélastique et viscoplastique d'autant plus marqués que la température augmente, expliquant ainsi l'évolution de la déformation de fluage.

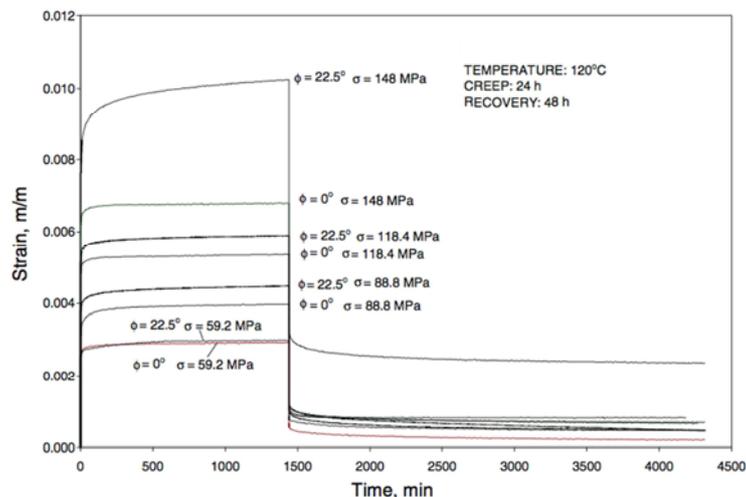


Figure II-3 : Courbe fluage-relaxation de stratifiés quasi-isotrope carbone/PPS pour deux orientations $\phi=0^\circ$ et $\phi=22,5^\circ$ à $T=120^\circ\text{C}$ [Deng, 2004]

II.1.2.3 Différents types de sollicitation

Afin d'étudier le comportement en fluage sous d'autres types de chargement que la traction, Myers a étudié l'influence de l'état de contrainte sur les propriétés viscoélastique/viscoplastique de composites C/PPS [Myers, 1989]. Des essais de torsion, de flexion trois et quatre points ont été réalisés pour des stratifiés PPS à renfort tissu ou des nappes d'UD quasi-isotropes. Pour une sollicitation de flexion, la réponse est essentiellement associée au comportement des fibres. Ce type de chargement met en évidence une dégradation moindre de la rigidité que celle observée dans le cas de la torsion (comportement dominé par la résine). A partir des résultats de ces essais, les modules ont été estimés au-delà de 10 ans et révèlent qu'un mode sollicitant davantage la résine affectera d'autant plus les propriétés viscoélastiques de composites C/PPS.

Le comportement en fluage peut également être étudié grâce à un essai de flexion par chargement aux extrémités (cf. Figure II-4). Mahieux et al. ont ainsi réalisé une étude expérimentale, à différentes températures (70-150°C) et différents niveaux de chargement, du comportement en fluage de stratifiés UD C/PEEK [Mahieux, 2002]. Les auteurs ont montré que ce type d'essai est plus pertinent pour l'étude du comportement en température que des essais de flexion classiques (flexion trois et quatre points). Cet essai s'avère être particulièrement adapté pour comparer le comportement en fluage de stratifiés UD C/PPS et UD C/PEEK [Russell, 1998].

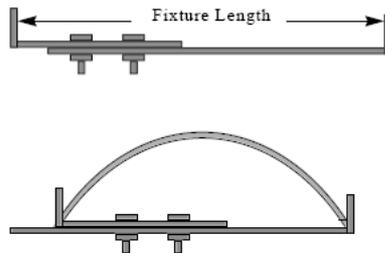


Figure II-4 : Configuration de l'essai de flexion à rupture par chargement des extrémités pour l'étude du fluage [Russell, 1998]

La rupture des stratifiés C/PEEK s'opère principalement au milieu de l'éprouvette et, contrairement aux stratifiés C/PPS, aucun signe de micro-flambage n'est observé avant la rupture. Les évolutions de la déformation normalisée en fonction du temps se superposent quasiment pour ces deux types de stratifiés (cf. Figure II-5). La tendance générale à retenir est que le temps à rupture diminue avec une température croissante.

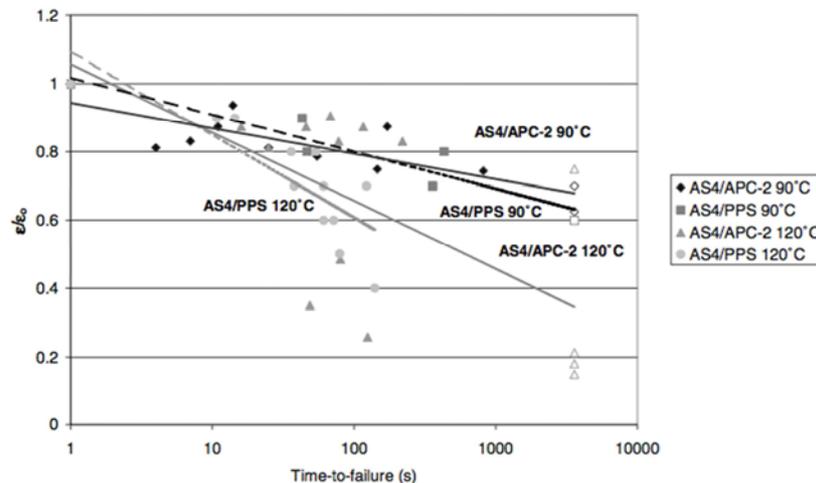


Figure II-5 : Comparaison du comportement en fluage de stratifiés AS4/APC2 et AS4/PPS à 90° et 120°C lors d'un essai de flexion à rupture par chargement des extrémités [Mahieux, 2002]

II.1.2.4 Influence de la température

Le comportement en fluage est essentiellement associé à celui de la matrice, rendant celui-ci très dépendant de la température. Ainsi, le taux de déformation de fluage augmente à mesure que l'on se rapproche de la température de transition vitreuse du matériau, en raison d'une mobilité moléculaire accrue [Al-Haik, 2001] [Kawai, 2001a] [Khan, 2002a] [Vieille, 2011]. Dans cet esprit, Maksimov et al. ont examiné le comportement en fluage de la résine PEEK ($T_g=155^\circ\text{C}$) pour des essais courts (10000 secondes) à des températures de 20 à 200 °C, et des essais longs (plus de 14 mois) à 20 °C [Maksimov, 1997]. La

comparaison des essais de fluage courts à 20 et 200°C montre que la déformation de fluage est multipliée par 9 pour un même niveau de chargement. Les essais longs indiquent que la résine PEEK possède une bonne résistance au fluage à température ambiante avec une déformation de fluage qui reste limitée.

Katouzian et al. ont comparé l'effet de la température sur le comportement en fluage de résines TD (Epoxy) et TP (PEEK), et des composites associés renforcés par des fibres de carbone [Katouzian, 1995]. Pour cela, des essais de fluage en traction de 10 heures à différents niveaux de contraintes sont réalisés sur des stratifiés UD C/PEEK et C/Epoxy $[\pm 45]_{4s}$ et $[90]_{4s}$ entre 23°C et 120°C (PEEK)/140°C (Epoxy). Il est à noter que les températures d'étude restent inférieures aux températures de transition vitreuse des deux matrices utilisées. Par ailleurs, les paramètres du modèle viscoélastique non-linéaire de Schapery sont également évalués dans le cadre de cette étude (cf. Chapitre IV). Les résultats indiquent que le seuil de linéarité diminue à mesure que la température augmente pour les résines pures ainsi que pour les stratifiés $[\pm 45]_{4s}$. Cet effet est nettement moins évident pour les stratifiés $[90]_{4s}$.

La non-linéarité de la viscoélasticité et la dépendance à la température du comportement à long terme pour un stratifié C/PEEK $[\pm 45]_{4s}$ ont été confirmées par les travaux de Ma et al. [Ma, 1997]. Des essais de fluage en traction court (10 heures) ont été réalisés à plusieurs températures (entre 25 et 120°C) et à plusieurs chargements. La Figure II-6 présente la courbe de fluage à 7 températures. L'accélération de l'augmentation de la déformation maximale de fluage obtenue confirme l'activation progressive des mécanismes de fluage (visqueux) à l'approche de la Tg du matériau.

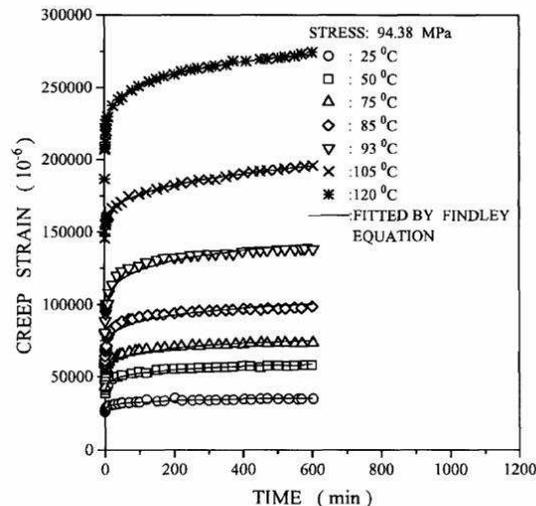


Figure II-6 : Courbe de fluage pour un stratifié $[\pm 45]_{4s}$ ASA/PEEK pour différentes températures [Ma, 1997]

Par des essais de fluage-recouvrance sur des stratifiés C/PPS quasi-isotropes $[0/90/\pm 45]_s$, Deng et al. ont mis en évidence que l'augmentation de la température favorise également l'activation des mécanismes viscoplastiques [Deng, 2004].

Ce paragraphe a montré que le comportement sous chargement de fluage était principalement dû à la contribution de la matrice. Les différentes études sur le comportement à long terme de stratifiés à matrice TP ont conclu que plusieurs paramètres peuvent influencer sur la réponse en fluage des CMOs (stratification, cristallinité et arrangement de la matrice, angle de sollicitations, ...). Cependant, la température semble être le facteur prépondérant en raison de son effet sur le comportement des matrices TP, notamment au voisinage de la Tg.

II.2 Comportement sous chargement de relaxation

Le phénomène de relaxation se manifeste par une diminution de la contrainte en fonction du temps au sein d'un matériau, auquel est appliqué instantanément une déformation maintenue ensuite constante (cf. Figure II-7) [Krawczac, 1999].

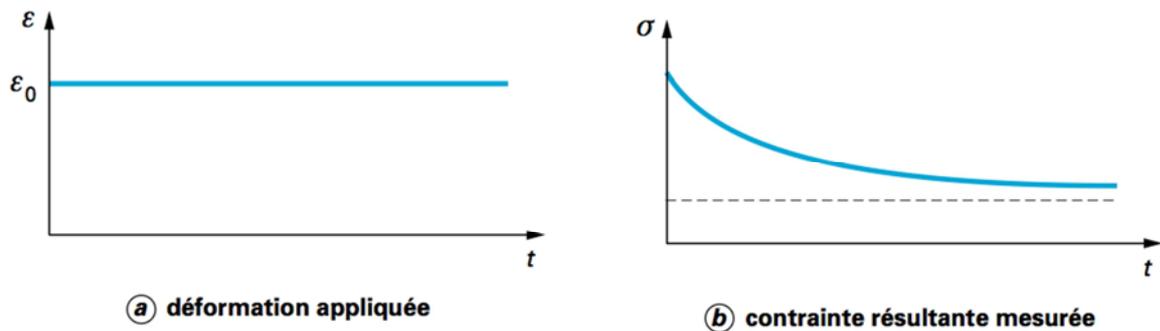


Figure II-7 : Consigne et réponse sous chargement de relaxation théorique [Krawczac, 1999]

Comme pour le fluage, on utilise la réponse en relaxation afin d'étudier le comportement dépendant du temps des matériaux. De la même manière que pour le fluage, ce phénomène est principalement conditionné par la matrice. Ainsi, une élévation de la température va induire une amplification du phénomène de relaxation. A partir de cet essai simple, il est possible d'imaginer des chargements plus complexes. Par exemple, Al-Haik et al. ont réalisé des essais de multi-relaxation sur des stratifié UD C/Epoxy dans le but de valider un modèle viscoélastique non-linéaire (cf. Figure II-8) [Al-Haik, 2006].

Cependant, dans la suite du travail, le comportement à long terme des matériaux sera principalement étudié à partir d'essais de fluage, dans la perspective notamment, d'examiner l'interaction fluage/fatigue lors d'essais cycliques.

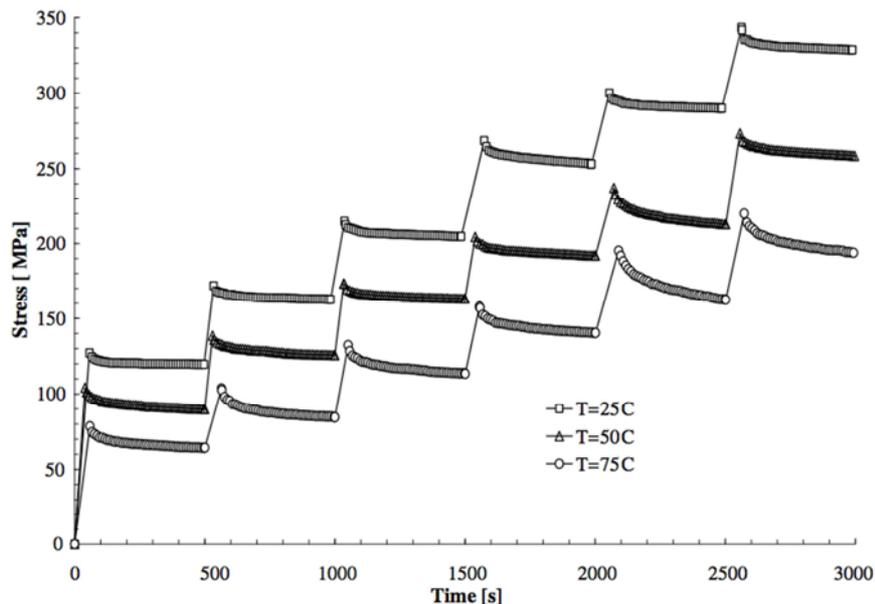


Figure II-8 : Essai de multi-relaxation sur stratifié UD C/Epoxy à 25, 50 et 75°C [Al-Haik, 2006]

II.3 Comportement sous chargement de fatigue

Durant les trente dernières années, la connaissance du comportement des CMOs soumis à un chargement de fatigue s'est beaucoup enrichie. Cependant, la plupart des études se limitent à des composites à renforts UD [Harris, 2003]. Leurs performances en fatigue sont reconnues dans le cas de chargement principalement en contraintes planes, mais restent limitées dans le cadre de chargements dans l'épaisseur ou de la tolérance à l'impact. Dans le même temps avec la généralisation de l'utilisation des composites dans l'industrie aéronautique, les constructeurs ont dû trouver des alternatives afin de réaliser des pièces 3D pouvant résister à des contraintes tridimensionnelles complexes. Les renforts tissés peuvent répondre à ces exigences. De plus, ces renforts autorisent une mise en forme plus aisée que les plis UD et permettent d'envisager la réalisation de pièces à géométrie complexe. Contrairement aux composites à renforts UD, le comportement en fatigue des CMOs à plis tissés est encore peu étudié et concerne essentiellement la fibre de verre. La question reste ouverte pour les matrices TP [Naik, 2003].

II.3.1 Types d'endommagements et accumulation de l'endommagement

Les matériaux composites possèdent des modes d'endommagement spécifiques sous sollicitation monotone ou cyclique. Contrairement aux métaux dont l'endommagement en fatigue se fait par propagation de fissures, l'endommagement et la rupture des matériaux composites s'opère par accumulation de dommages, de différentes natures [Harris, 2003] [Payan, 2004].

Dans les composites à renfort UD ou tissé, les endommagements caractéristiques sont :

- La rupture de fibres,
- La fissuration de la matrice,
- La décohésion fibre/matrice,
- Le délaminage.

Ces modes d'endommagement peuvent apparaître de manière indépendante ou par interaction entre eux (ex : coalescence, ...). De plus, la prédominance d'un mode par rapport à un autre peut être fortement affectée par les paramètres matériaux (nature de matrice, renfort, ...) et par les conditions de sollicitation (température, humidité, présence de trou, ...).

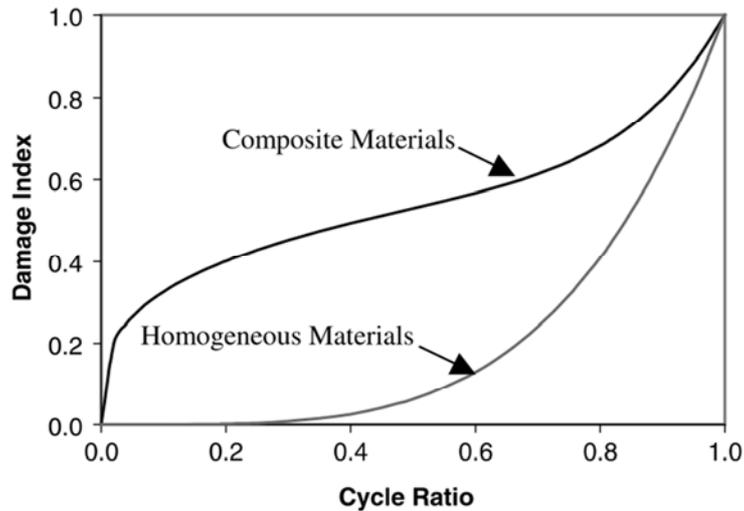


Figure II-9 : Accumulation d'endommagement au cours de la vie en fatigue [Mao, 2002]

A la différence des matériaux homogènes (comme les métaux), ces modes d'endommagements apparaissent très tôt dans la vie en fatigue des matériaux composites (voir Figure II-9). Lors d'une sollicitation cyclique, la rigidité et la contrainte à rupture peuvent être significativement dégradées par la généralisation de l'endommagement au sein du matériau. Au cours de l'essai, l'accumulation d'endommagement dans le matériau peut se traduire par une chute de la résistance résiduelle, menant à la rupture du matériau. Ce phénomène peut-être progressif ou catastrophique selon le niveau de charge appliqué.

L'initiation et la propagation du dommage étant généralement complexes dans les matériaux composites, le concept d'accumulation de l'endommagement est souvent utilisé afin de prédire le comportement en fatigue des structures composites.

II.3.2 Diagramme de vie en fatigue

Lors d'un essai de fatigue, l'enchaînement de ces mécanismes reste complexe et peu prédictible. Les études portant sur le sujet reposent donc beaucoup sur l'empirisme et des essais longs et coûteux. Sachant que la chronologie de l'endommagement est directement reliée au type de fibres et de matrices utilisées, des essais complémentaires sont donc nécessaires dans chaque configuration. Talreja a tenté de clarifier les différents mécanismes en introduisant les « Fatigue Life Diagrams » [Talreja, 1985].

Il s'agit d'un outil permettant d'identifier le mécanisme d'endommagement dominant à partir d'essais de fatigue à déformation imposée sur des stratifiés C/Epoxy à renfort UD [Talreja, 1981]. Des essais à déformation contrôlée sont imposés pour que les fibres et la matrice soient dans le même état de déformation. Ainsi, cette approche utilise généralement le niveau de déformation atteint au bout du premier cycle de chargement. L'évolution de l'endommagement dépend alors de celui apparu lors de ce premier cycle [Gamstedt, 2003].

Sur un pli UD, trois types d'endommagement (rupture de fibres, le décollement fibre/matrice et la fissuration matricielle) sont identifiés (cf. Figure II-10). La plupart du temps, ces trois types de mécanismes apparaissent simultanément, cependant des observations de Owen et al. et Dharan et al. montrent qu'un certain type d'endommagement est privilégié, selon le niveau de déformation maximale appliqué [Owen, 1974] [Dharan, 1975]. Partant de ces observations, on peut identifier des zones où certains types d'endommagement sont prépondérants par rapport à d'autres (cf. Figure II-10) [Talreja, 1981].

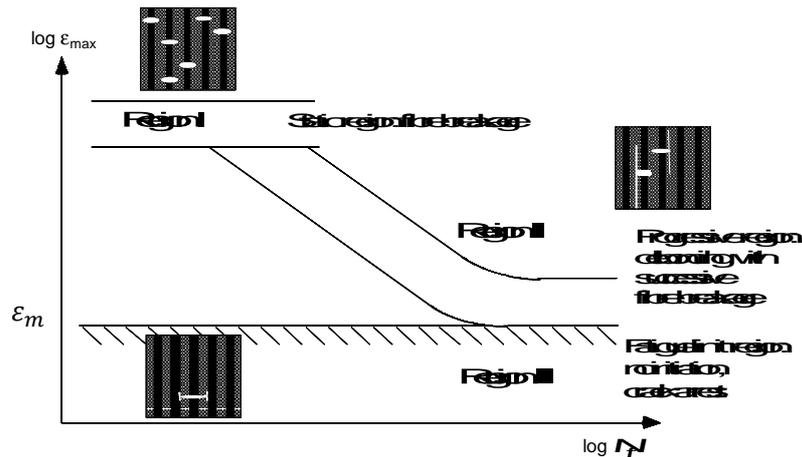


Figure II-10 : Diagramme de vie en fatigue pour un stratifié UD C/Epoxy testé sous chargement de fatigue en traction. [Gamstedt, 2003]

II.3.3 Chronologie de l'endommagement des stratifiés UD

Si les diagrammes de vie en fatigue permettent de déterminer le mode principal de rupture d'un stratifié, il est essentiel de comprendre l'enchaînement des événements menant à la rupture. La chronologie de l'endommagement peut être très différente suivant les conditions de sollicitations. Dans les stratifiés UD sollicités longitudinalement à 0°, les fibres ayant les plus faibles résistances mécaniques vont casser. Ces zones vont devenir les points d'initiation de décohésions fibre/matrice le long des fibres. La propagation des décohésions va s'accompagner d'une redistribution des contraintes menant à de nouvelles ruptures de fibres. Les fissures se rejoignent ensuite et provoquent finalement la rupture du pli. L'enchaînement des étapes de l'endommagement dans les plis longitudinaux est schématisé sur la Figure II-11.

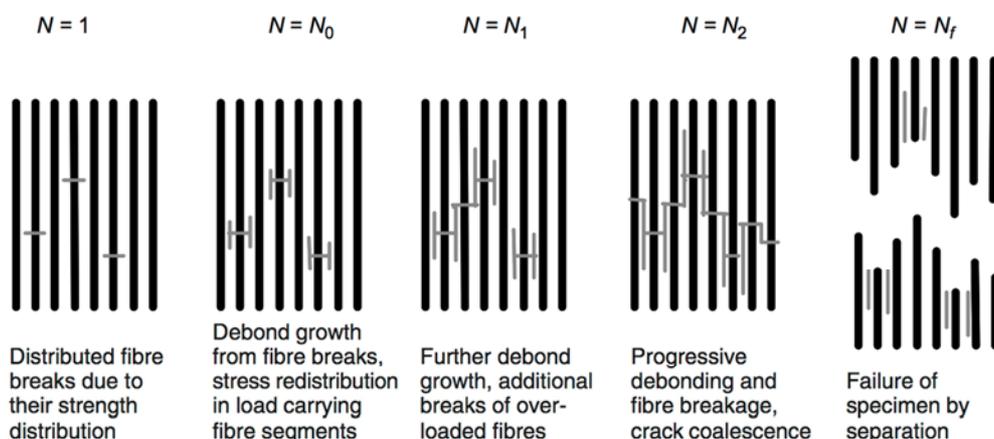


Figure II-11 : Séquence d'apparition de l'endommagement dans un pli UD C/Epoxy [Gamstedt, 2000]

Pour un stratifié à plis croisés ($[0,90]_x$), l'interface fibre/matrice joue un rôle prépondérant dans la formation des fissures sous chargement transversal. Ainsi, le premier mécanisme d'endommagement observable sera la décohésion fibre/matrice autour des

fibres à 90° (Figure II-12-1). Dans la plupart des cas, la résistance de l'interface est plus faible que celle des fibres ou de la matrice. La fissure va donc s'y initier. Suite à la généralisation des décohésions autour des fibres, elles vont se regrouper (coalescence) et former une fissure macroscopique traversant le pli (Figure II-12-2). Ces observations permettent de conclure que la fissuration transverse est le principal mode d'endommagement dans les plis à 90° :

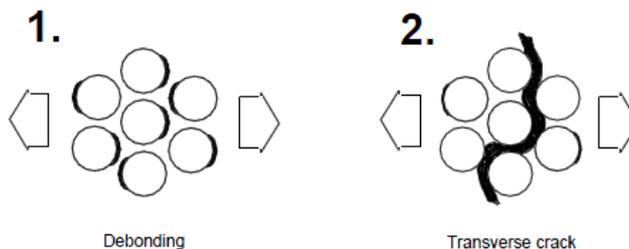


Figure II-12 Illustration de la coalescence des décohésions fibre-matrice en fissuration transverse dans les plis transversaux [Gamstedt, 2001a]

Ainsi, dans les stratifiés $[0,90]_x$, la chronologie de cette rupture va être influencée par l'accumulation d'endommagement dans les plis transversaux [Gamstedt, 2001a]. La proximité d'une fissure transversale dans un pli à 90° va induire une concentration importante de rupture de fibres dans les plis à 0° voisins (cf. Figure II-13). De plus, la propagation du front de fissure à l'interpli va provoquer l'initiation d'une décohésion entre plis qui aboutit au délaminage. La densité de fissures transverses contribue donc à redistribuer en permanence les contraintes, et influence l'apparition des mécanismes d'endommagement dans les zones avoisinantes. Ces couplages expliquent en partie la durée de vie plus courte des stratifiés à plis croisés par rapport aux stratifiés orthotropes.

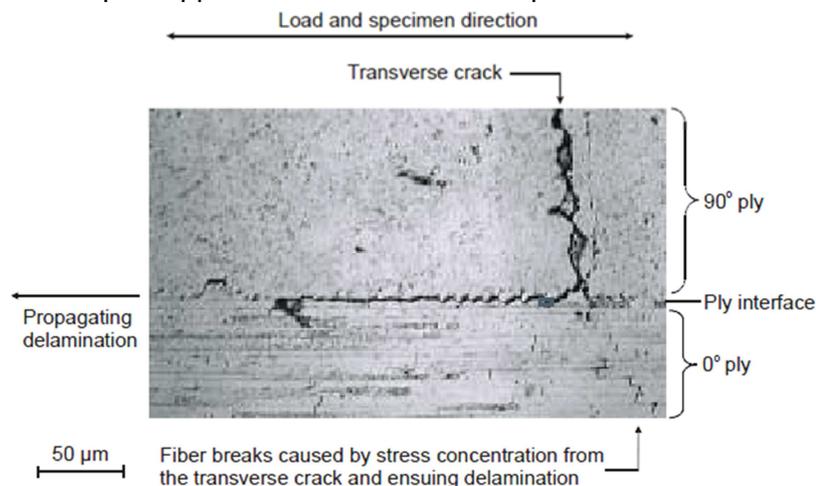


Figure II-13 : Interaction de l'endommagement dans les plis à 0 et 90° dans un stratifié C/Epoxy [Gamstedt, 2001c]

Enfin, l'endommagement en fatigue de stratifiés UD sous chargement hors-axes a été identifié comme étant très largement dominé par la fissuration matricielle et la décohésion à l'interface fibre-matrice [Kawai, 2001b] [Gamstedt, 2001a]. La tenue en fatigue dans cette configuration est alors très largement dépendante des propriétés de la matrice [Curtis, 1988] [Konur, 1989] [Swanson, 1993], et donc de la température d'essai [Kawai, 2001b].

II.3.4 Chronologie de l'endommagement des stratifiés tissés

Les composites à plis tissés offrent généralement une meilleure résistance à l'impact, une bonne tolérance au dommage, ainsi qu'une excellente stabilité dimensionnelle sur une grande plage de température. Cependant, les propriétés mécaniques du pli tissé restent plus faibles que celles d'un pli UD. En première approche, il est possible d'assimiler les éléments structuraux d'un pli tissé (fibres sens chaîne et trame) à deux plis UD perpendiculaires [Thollon, 2009].

Les travaux s'intéressant à la fatigue des matériaux composites à renfort tissé sont largement moins nombreux que pour les stratifiés UD [Fujii, 1994] [Takemura, 1994] [Hansen, 1999] [Rakotoarisoa, 2011]. Ainsi, la chronologie de l'endommagement sous chargement de fatigue dans les composites tissés est encore peu abordée. Cependant, les mécanismes d'endommagement en fatigue restent similaires à ceux qui se développent lors d'un chargement monotone : les dommages microstructuraux et macrostructuraux [Harris, 2003]. Les premiers correspondent aux microfissures dans la matrice, décohésion fibre/matrice, rupture de fibre ; et les autres, aux macro-fissures matricielles transverses et au délaminage. Les zones d'initiation et de propagation préférentielles correspondent en général aux zones riches en matrice, et aux zones d'ondulation des fibres sens trame et chaîne [Suppakul, 2002] [Osada, 2003].

Pandita et al. ont étudié la chronologie d'endommagement pour un chargement de fatigue en traction pour un stratifié orthotrope Verre/Epoxy [Pandita, 2001]. Grâce à un dispositif d'émission acoustique et des observations MEB, quatre phases ont été identifiées jusqu'à rupture du matériau. La première phase représente une zone où aucun événement acoustique n'est enregistré. Lors de la seconde phase, des décohésions fibres/matrice et des fissures matricielles apparaissent dans les torons sens trame. Comme pour les UD, ces deux mécanismes vont former des fissures macroscopiques par coalescence. Ces fissures vont se prolonger soit transversalement dans des zones riches en matrice ou soit longitudinalement à l'interface avec les fibres sens chaîne à l'intérieur d'un même pli. Ce phénomène influencé par la présence de la fissure transverse est appelé méta-délaminage (Figure II-14). Ce couplage explique l'instabilité des zones de chevauchement de fibres sens chaînes et trame dans les composites à renfort tissé. Quand les fissures transverses sont généralisées au sein du matériau, leur propagation se fait plus lentement, expliquant une diminution des événements acoustiques dans la troisième phase. La dernière phase correspond à la rupture du stratifié, avec une augmentation de l'émissivité générale dans le matériau. Cette chronologie est confirmée par Naik, qui conclut que les zones de chevauchement sont le sièges d'instabilités pouvant mener à la ruptures de fibres longitudinales par redistribution des contraintes au fur et à mesure de sa généralisation des méta-délaminages [Naik, 2001].

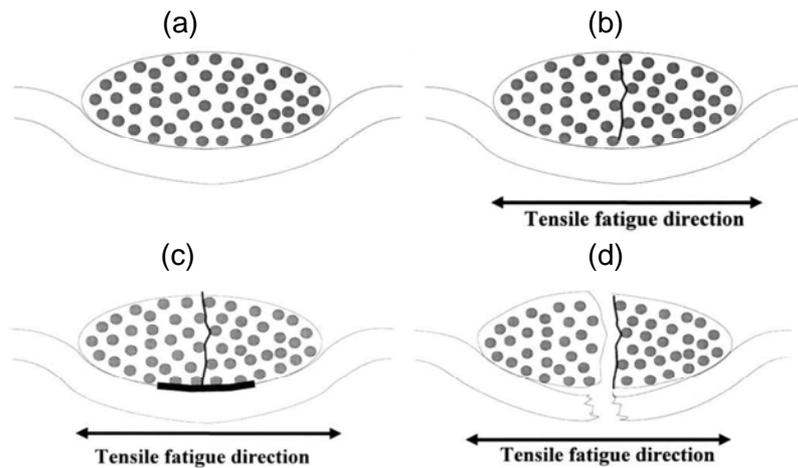


Figure II-14 : Schéma d'évolution de l'endommagement dans un composite à plis tissés sujet à un chargement de fatigue tension-tension dans le sens chaîne [Pandita, 2001]

Lors de chargements hors-axes, l'endommagement en fatigue des stratifiés tissés est essentiellement dû à la fissuration matricielle et la décohésion fibre-matrice. A haute-température, la plastification de la matrice peut favoriser l'apparition d'un phénomène de réorientation des fibres selon la direction de chargement [Pandita, 2001] [Kawai, 2006] [Selezneva, 2011] [Montesano, 2012].

II.3.5 Influence des paramètres environnementaux

II.3.5.1 Influence du renfort

Curtis et Moore ont mené une étude du comportement en fatigue, afin de comparer les performances des composites à plis UD et tissés, en traction/compression à partir de plusieurs empilements de C/Epoxy [Curtis, 1987]. Ainsi, il s'avère que les composites à renforts tissés orthotropes possèdent de moins bonnes caractéristiques en fatigue qu'un composite UD. Cependant, pour un empilement quasi-isotrope les comportements sont similaires (cf. Figure II-15). En début de vie, l'accumulation de l'endommagement semble être plus rapide dans les composites à renfort tissé. Cependant, en raison de son architecture bidirectionnelle, l'endommagement se propagera plus difficilement expliquant une croissance plus lente.

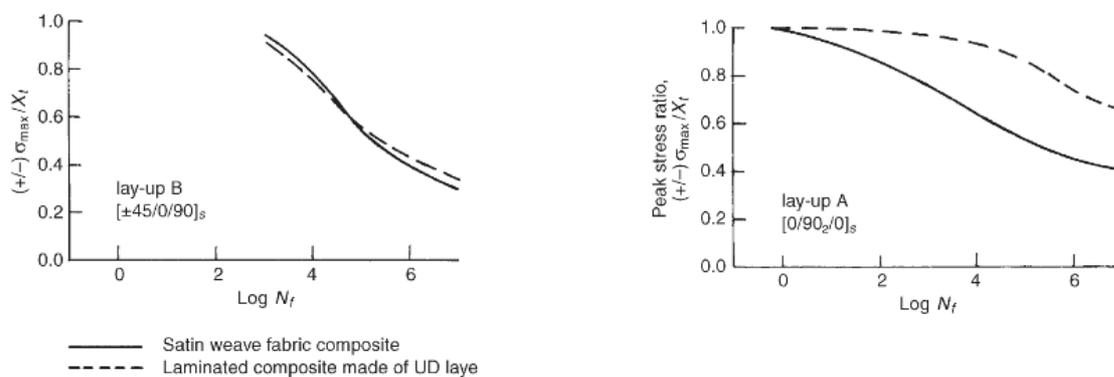


Figure II-15 : Comparaison des propriétés en fatigue de stratifiés C/Epoxy à renfort UD et tissé pour des drapages différents [Curtis, 1987]

II.3.5.2 Influence de la nature de la matrice

La ruine des matériaux composites fait généralement intervenir la fissuration matricielle et interfaciale (fibre/matrice) lors d'une sollicitation cyclique. Plusieurs études se sont intéressées à l'influence de la nature de matrice (TP ou TD) sur les performances en fatigue. Ainsi, il s'avère que les composites à matrice TP ont une tenue en fatigue globalement plus faible que les composites à matrice TD [Curtis, 1991] [Gamstedt, 1999]. Dans la plupart des composites à plis UD, plus la matrice est ductile, moins les performances en fatigue sont bonnes.

Gamstedt et al. ont réalisé une étude poussée sur les différences de mode d'endommagement dans des stratifiés UD à matrice PEEK et Epoxy lors de chargement cyclique [Gamstedt, 1999]. Ces deux stratifiés diffèrent essentiellement par la qualité de leur interface fibre-matrice. Cette interface est en général meilleure pour les résines TD que pour les TP. Une mauvaise interface signifie que des décohésions fibre/matrice peuvent s'initier et se propager rapidement, pouvant ainsi accélérer la rupture en fatigue. Les mêmes conclusions sur les durées de vie en fatigue sont observées pour des stratifiés à plis croisés C/PEEK et C/Epoxy [Henaff-Gardin, 1992] [Kawai, 2001b].

Pour un stratifié à plis croisés sollicité dans l'axe des fibres, le faciès de rupture en fatigue (comme sous chargement monotone) va dépendre de la qualité de l'interface fibre-matrice. Si l'interface est forte, la décohésion aura du mal à se propager et il en résultera une surface de rupture plane, alors qu'une interface faible donnera une surface de rupture en peigne (avec lancettes) comme l'illustre la Figure II-16.

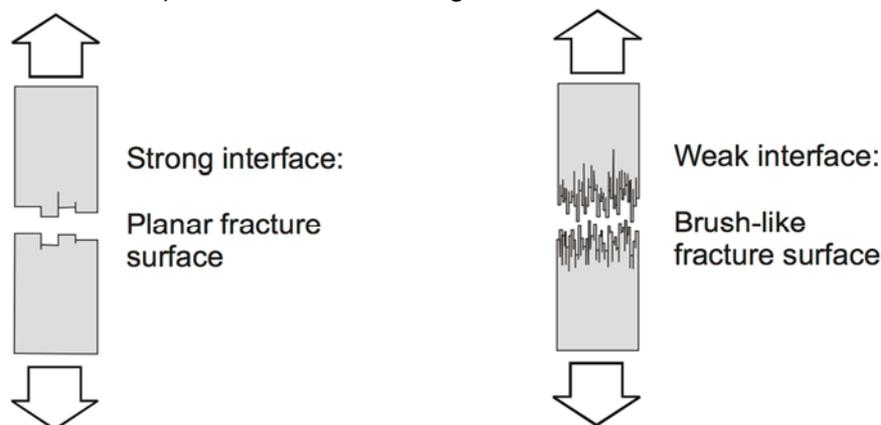


Figure II-16 Faciès de rupture en fatigue : Rupture plane et en peigne [Gamstedt, 2001a]

L'enchaînement classique des mécanismes d'endommagement dans les plis à 0° menant à la ruine du pli est explicité dans [Gamstedt, 2001a]. Pour les deux types de matrice, l'initiation de l'endommagement se fait par rupture des fibres. Ces zones endommagées constituent des sites préférentiels pour l'initiation d'autres endommagements. Le caractère fragile de la matrice Epoxy facilite la propagation de fissures transverses à partir de ces zones. Ces fissures peuvent se propager à travers plusieurs fibres sans pour autant les casser, on parle alors de « fissures pontées » [Gamstedt, 2001b]. La rupture intervient quand la concentration de contraintes en front de fissure est telle que les fibres à 0° cassent de manière catastrophique. On obtient alors un faciès de rupture fragile, perpendiculaire aux fibres à 0°. Au contraire, la ductilité plus importante de la matrice PEEK empêche ou ralentit la propagation des fissures, provoquant une accumulation de rupture de fibres au sein du matériau. A partir de ces sites, des décohésions fibres-matrice se

propagent le long des fibres, en raison d'une interface fibre-matrice moins bonne. La coalescence des dommages et la rupture de nouvelles fibres vont mener à la ruine justifiant alors un faciès en lancettes. Cette chronologie d'endommagement est illustrée sur la Figure II-17.

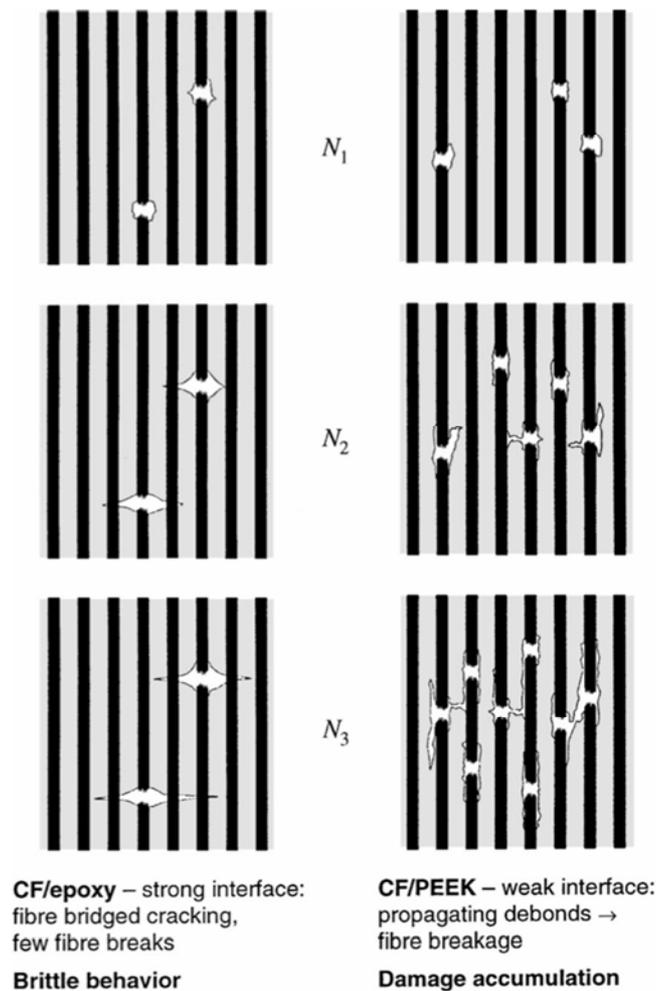


Figure II-17 : Schémas de l'évolution typique de l'endommagement en fatigue dans le C/Epoxy et le C/PEEK UD en fonction du nombre de cycles [Gamstedt, 1999]

A l'approche des niveaux de sollicitation plus élevés (durée de vie plus courte), le comportement du C/PEEK tend vers celui du C/Epoxy [Gamstedt, 2003]. En effet, le comportement en fatigue des stratifiés UD à faible niveau de chargement est gouverné par la matrice et l'interface fibre/matrice, alors qu'à haut niveau de charge, il est plutôt piloté par les fibres [Schadler, 1992].

L'interface jouant un rôle primordial dans l'enchaînement des mécanismes d'endommagement, la qualité de cette interface peut être améliorée notamment pour les matrices TP. La composition de la résine peut être modifiée en ajoutant certains constituants afin de favoriser une meilleure adhésion des fibres avec la matrice PPS [Spruiell, 2005]. La solution d'un traitement de surface chimique des fibres (ou ensimage) permet également d'optimiser l'adhésion fibre/matrice [Rokbi, 2011].

II.3.5.3 Influence de la fréquence de sollicitation

En raison du comportement dépendant du temps des matrices polymères, les CMOs sont très sensibles aux conditions de chargement en fatigue, et en particulier à la fréquence de sollicitation. Ce facteur est directement relié à la dissipation d'énergie lors d'un essai cyclique qui se traduit par de la production de chaleur. Cette chaleur autogène est normalement transférée à la surface du matériau par conduction et ensuite évacuée par convection [Xiao, 1998]. Cependant, la conductivité thermique des fibres de carbone est trop faible pour transférer la chaleur générée jusqu'à la surface. Il en résulte une augmentation de la température au sein du matériau. Ainsi, la chaleur générée augmente avec la fréquence de sollicitation entraînant un échauffement important du stratifié [Al-Hmouz, 1997]. Cet aspect est prépondérant dans le cas des matrices TP au comportement ductile et dépendant du temps [Harris, 2003] [Goel, 2009]. En effet, la chaleur générée va entraîner un adoucissement thermique de la matrice, altérant sa capacité à transférer la charge aux renforts fibreux, se traduisant par une diminution des propriétés mécaniques du stratifié.

Moore et al. ont mené une étude sur l'influence de la fréquence de sollicitation sur un stratifié UD quasi-isotrope C/PEEK [Moore, 1993]. Les essais de fatigue ont été réalisés à 5 et 0.5 Hz sous chargement de traction-traction. Les résultats montrent que l'augmentation de la fréquence diminue la durée de vie à cause des échauffements locaux de la matrice. Dans ces zones, la température atteinte peut dépasser la T_g de la matrice, dégradant fortement les caractéristiques mécaniques du composite [Pandita, 2001] [Lin, 1995]. De plus, les effets d'échauffement sont encore plus renforcés dans les stratifiés à fibre de verre en raison d'une conductivité plus faible comparativement à la fibre de carbone [Moore, 1993].

Les travaux de Al-Hmouz portent également sur l'influence de la fréquence et du niveau de sollicitation sur le comportement en fatigue de stratifiés UD C/PEEK à plis croisés [Al-Hmouz, 1997]. La température est relevée en surface et au cœur du matériau par des thermocouples au cours de ces essais. Ainsi, l'augmentation de température atteint 130°C dans le cas le plus critique (10Hz et 80% σ_u). La Figure II-18 représente l'influence néfaste de l'augmentation de la fréquence de sollicitation sur la durée de vie des stratifiés C/PEEK, effets confirmés par les travaux de Curtis et al., Xiao et al. et Lee et al. [Curtis, 1988] [Xiao, 1998] [Lee, 2000].

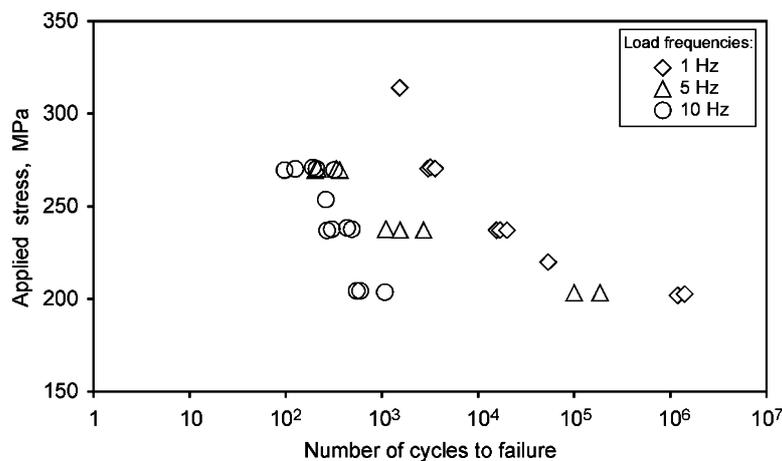


Figure II-18 : Diagramme S-N d'un stratifié composite C/PEEK [+45/-45]_{4s} sous chargement cyclique en traction à 1, 5 et 10 Hz [Xiao, 1998]

II.3.5.4 Influence de la température

La température joue également un rôle important sur les propriétés en fatigue des CMOs tissés à matrice TP au même titre que la ductilité de la matrice. Ces deux facteurs sont d'ailleurs liés puisqu'une augmentation de la température va rendre le comportement de la matrice plus ductile et favoriser l'activation des mécanismes visqueux de la matrice. Cette dépendance provient notamment des zones riches en matrice issues de la structure non-planaire des plis tissés engendrée par l'ondulation des fibres sens trame et chaîne. En effet, en fonction de la ductilité de la matrice, ces zones peuvent jouer un rôle de barrière aux fissures augmentant la ténacité intrinsèque du stratifié [Fernando, 2003]. Il peut donc devenir intéressant d'associer un renfort tissé à une matrice TP ductile, vis à vis du comportement en fatigue [Kawai, 1996] [Franco, 2008] [Selezneva, 2011]. De plus, cet effet peut être amplifié par l'augmentation de la température, notamment à $T > T_g$ [Kim, 1992]. Mais, le nombre de travaux sur le sujet reste très limité. En revanche, plusieurs auteurs ont étudié la relation entre ténacité de la matrice et résistance en fatigue du point de vue de la résistance au délaminage et de la propagation de l'endommagement en fatigue à haute température [Tai, 1995] [Mahieux, 2002] [Kobayashi, 2003] [Kawai, 2001b] [Jen, 2006] [Jen, 2008].

Une analyse fractographique et des observations microscopiques révèlent une dégradation importante de l'interface fibre/matrice lors de sollicitations cycliques à haute température [Kawai, 2001b] [Khan, 2002b] [Franco, 2008] [Selezneva, 2011] [Montesano, 2012]. Dans le cas de chargement hors-axes cette dégradation et l'activation des effets visqueux de la matrice entraînent une rotation des fibres plus importante et donc un phénomène de striction marqué [Selezneva, 2011], en accord avec les observations faites sous chargement monotone [Vieille, 2011].

II.3.6 Comportement en fatigue de stratifiés tissés C/PPS

Une étude complète du comportement en fatigue à température ambiante de stratifiés C/PPS à renfort carbone satin de 5 est proposé dans la littérature. Ce matériau est identique à celui qui est étudié dans ce travail de thèse. L'étude porte sur des stratifiés $[(0,90)]_{4s}$ sollicités sous chargement axial et hors-axes (45° par rapport aux fibres), avec un rapport de contrainte $R=0$.

Une étude préliminaire en fatigue est réalisée dans le but de montrer les limites des normes ASTM D3039 et D3470 [De Baere, 2011b]. De Baere et al. ont montré que la géométrie « classique » rectangulaire n'était pas adaptée à l'étude en fatigue de stratifiés $[(0,90)]_{4s}$ en raison de concentrations de contraintes au niveau des talons, provoquant des ruptures préférentielles et prématurées [De Baere, 2011a] [De Baere, 2011b]. En revanche, aucune rupture dans les talons n'est notée dans les stratifiés $[(+45,-45)]_{4s}$. Ainsi, une géométrie « haltère » caractérisée par une rupture au centre de l'éprouvette lors d'essais cycliques a été adoptée [De Baere, 2011a]. L'étude en fatigue de stratifiés orthotropes à 0° révèle une limite d'endurance élevée proche de 80% de σ_u sous chargement monotone (cf. Figure II-19). En fonction de la géométrie utilisée, cette étude met également en évidence l'influence de la fréquence (2 et 5Hz) sur la durée de vie. Ainsi, les hautes fréquences de sollicitation réduisent la durée de vie des éprouvettes pour des charges maximales appliquées faibles. L'impact de la fréquence semble s'atténuer à haut niveau de chargement (cf. Figure II-19).

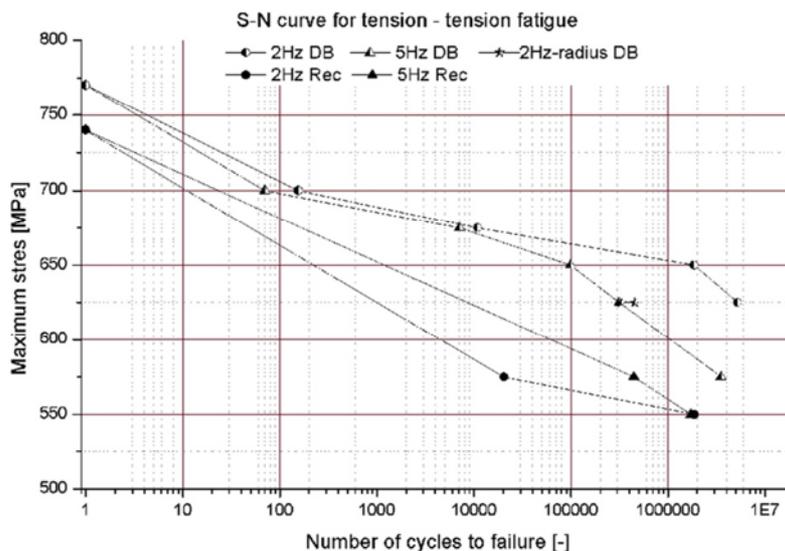


Figure II-19 : Contrainte maximale appliquée en fonction de la durée de vie pour un stratifié C/PPS [(0,90)_{4s}] [De Baere, 2011a]

La technique de mesure de la résistance électrique [Seo, 1999] [Xia, 2003] [Angelidis, 2004] est envisagée, afin de suivre la rupture de fibres lors des essais de fatigue [De Baere, 2010]. Ainsi, ce type d'endommagement apparaît majoritairement en début d'essai avec la rupture des fibres les plus faibles, et en fin de vie au moment de la rupture catastrophique de l'éprouvette. Ainsi, le comportement global du matériau est décrit comme étant fragile dans la mesure où il n'y a pas de signe préalable d'endommagement avant rupture (peu ou pas de perte de rigidité ou de déformation permanente), confirmant les conclusions de [Bassery, 2011] pour des stratifications [(0,90)] et QI. En effet, des observations microscopiques indiquent l'apparition préférentielle de fissurations matricielles et de méta-délaminaages au cours de l'essai [Daggumati, 2013].

Afin de compléter l'étude du comportement en fatigue de stratifiés C/PPS, des essais de cisaillement à trois rails ont été réalisées sur des stratifiés [(0/90)_{4s}] [De Baere, 2008] [De Baere, 2009]. Les résultats sont comparés à ceux des essais de fatigue traction-traction sur stratifiés [(+45,-45)_{4s}], et montrent que l'augmentation de la fréquence se traduit par un allongement des durées de vie en fatigue. En outre, le comportement en fatigue se décompose en trois phases :

- Le « run-in » avec apparition d'une déformation irréversible sans augmentation de la température
- Une phase stable où il y a apparition graduelle d'une déformation permanente sans augmentation de température
- La fin de vie où la déformation permanente et la température augmentent brutalement (au-delà de la T_g du matériau)

Le même type de comportement est confirmé sur des stratifiés orthotropes (C/Bismaldéide) soumis à des chargements hors-axes à différentes températures [Montesano, 2012].

Enfin, d'autres études font état du comportement en fatigue de stratifiés C/PPS à renfort tissé (satin de 5). Franco et al. ont réalisé des essais (8 Hz, R=0.1 et 80°C) afin d'étudier la relation entre la résistance en fatigue et les conditions environnementales

[Franco, 2008]. L'analyse fractographique des faciès de rupture indique que la matrice PPS subit une plastification intensive lors des essais de fatigue à haute température (80°C). Par ailleurs, grâce à des observations in-situ sur stratifiés [(0/90)] et QI, Bassery a observé que les mécanismes d'endommagement en fatigue sont similaires à ceux observés lors des essais sous chargement monotone [Bassery, 2011]. L'endommagement apparaît sous forme de fissurations transverses qui se propagent, suivies de l'initiation et de la propagation du délaminage parallèlement au sens de sollicitation.

II.4 Interaction fluage/fatigue

L'interaction fluage/fatigue se définit comme l'action combinée entre les mécanismes de fluage et de fatigue sous chargement cyclique. En effet, le caractère dépendant du temps des propriétés mécaniques des polymères et de certains CMOs peut se refléter sur le comportement en fatigue de ces matériaux [Petermann, 2004]. La première étude concernant le fluage induit lors d'un chargement cyclique de fatigue a été menée par Sturgeon avec la réalisation d'essais de fatigue traction-traction interrompus [Sturgeon, 1978]. Il s'avère que, comme lors d'un essai de fluage-recouvrance classique, la déformation accumulée se décompose en une part réversible (viscoélastique) et une irréversible (viscoplastique) après décharge. Parmi les conclusions de ces travaux, il ressort qu'un essai de fatigue à contrainte moyenne non nulle, peut induire une déformation de fluage dite « cyclique », s'ajoutant à la déformation irréversible due au chargement cyclique.

D'autres auteurs ont étudié l'effet de la déformation de fluage sur le comportement en fatigue de stratifiés C/Epoxy à plis orientés [Sun, 1981] [Jones, 1985] [Petermann, 2002] [Petermann, 2004]. Les résultats de ces travaux confirment qu'un chargement de fluage préalable augmente la durée de vie en fatigue du stratifié. Petermann propose une étude détaillée de l'interaction fluage-fatigue dans le but de comprendre l'influence du niveau de charge et du temps de maintien en fluage sur le comportement en fatigue de stratifiés C/Epoxy à plis UD orientés. Ainsi, plus longue est la durée de pré-chargement de fluage plus longue sera la durée de vie en fatigue [Petermann, 2004]. Afin d'expliquer ce phénomène, Sun et al. ont réalisé des essais de fatigue traction-traction interrompus ($R=1/15$ et $f=10\text{Hz}$). Lors des interruptions, les éprouvettes sont maintenues à la charge maximale de $70\% \sigma_u$ pendant un temps variable [Sun, 1981]. Jones et al. ont conclu que la vitesse de propagation des fissures sous chargement cyclique était significativement ralentie par les phases de maintien. Ce phénomène s'explique notamment par la création d'une zone plastique en front de fissures et la déformation permanente résulte du fluage de la matrice (dépendant du temps de maintien et du niveau de contrainte appliqué), en particulier dans le cas de stratifiés à matrice TP [Jones, 1985]. Cette plastification réduit la concentration de contraintes au sein de la matrice (défauts, micro-vides ou adhésion fibre/matrice). De plus, une augmentation de la fréquence de sollicitation (et donc, du taux de déformation) va avoir pour effet de diminuer l'écoulement plastique associé aux effets dépendant du temps (comportement viscoélastique et viscoplastique).

De tels mécanismes peuvent donc retarder l'initiation et la propagation de fissures matricielles ainsi que le délaminage, se traduisant par une extension de la durée de vie des stratifiés sous chargement de fatigue. Ce ralentissement de la fissuration est aussi observé par Lafarie-Frenot et al. pour des chargements monotones [Lafarie-Frenot, 1994]. De plus, il apparaît que pour un même niveau de charge, les faibles fréquences de sollicitation vont induire de plus grandes déformations de fluage que les hautes fréquences. Ainsi, un

chargement de fatigue à faible fréquence précédant un chargement à haute fréquence va avoir pour effet de ralentir la croissance de l'endommagement en fatigue, comme le confirment des essais avec changement de fréquence (10Hz →1Hz et 1Hz→10Hz) [Sun, 1981].

Cependant, l'effet de réduction des concentrations de contrainte dans la matrice par la déformation plastique est plus ou moins prononcé selon le niveau de charge appliqué. Cette déformation dite cyclique, est en compétition avec la déformation de fluage cyclique. Il apparaît que ce fluage cyclique s'opère lorsque la contrainte moyenne du chargement de fatigue est supérieure au seuil de contrainte permettant d'induire une déformation irréversible sous chargement de fluage monotone. Ainsi, dans le cas de composites à matrice TP (PPS et PEEK) renforcés par des fibres courtes, la propagation de fissures est attribuée au fluage pour des niveaux de chargement élevés, alors que ce sont les effets du chargement cyclique qui prévalent pour les niveaux plus faibles [Zhou, 1994] [Pegoretti, 2000]. Ces travaux démontrent clairement l'importance de la matrice sur les propriétés en fatigue des CMOs à des niveaux de charge élevés [Harris, 2003]. Cependant, la plupart des travaux s'intéressent à l'interaction fluage-fatigue des CMOs à température ambiante. Considérant l'importance des effets dépendants du temps sur le comportement en fatigue, la température d'essai apparaît donc, comme une donnée importante. Particulièrement lorsque $T > T_g$ où viscoélasticité et viscoplasticité deviennent prépondérantes [Uematsu, 1995] [Uematsu, 1997], deux effets qui contribuent à augmenter la ténacité du matériau. De plus, comme à température ambiante, la propagation des fissures dépend à la fois des effets du temps et du chargement cyclique.

Finalement, en raison de la complexité des effets visqueux et d'un comportement endommageant en fatigue encore mal connu, le nombre de travaux s'intéressant à l'interaction entre endommagement en fatigue et effets dépendants du temps dans les stratifiés TP, est très limité, notamment à $T > T_g$ [Petermann, 2004]. C'est pourquoi la présente étude vise à appréhender les mécanismes d'interaction fluage-fatigue dans les stratifiés C/PPS à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ qui sont caractérisés par une déformation de fluage très importante à $T > T_g$ (cf. paragraphe III.2.3) et des effets visqueux pouvant influencer de manière significative le comportement en fatigue de ces matériaux.

II.5 Conclusion

Cette étude bibliographique a permis de mettre en évidence que les mécanismes dépendant du temps, mis en évidence à partir d'essais de fluage ou de relaxation, sont prépondérants dans les composites à matrice TP, particulièrement lorsqu'ils sont sollicités à haute température. De plus, les conclusions des travaux de la littérature ont démontré que ces mécanismes pouvaient agir de manière significative sur le comportement en fatigue. Outre l'architecture du renfort, les conditions d'essais (séquence d'empilement, température, fréquence, niveau de chargement) semblent contribuer à activer certains phénomènes lors d'une sollicitation cyclique. Afin de mieux comprendre les mécanismes et leur chronologie à $T > T_g$ une étude expérimentale sous chargement de fluage et de fatigue a été entreprise.

✓ **Références bibliographiques :**

- Al-Haik, M. , M.R. Vaghar , H. Garmestani et M. Shahawy (2001)**, *Viscoplastic analysis of structural polymer composites using stress relaxation and creep data*, Composites Part B: Engineering, 32(2): 165-170.
- Al-Haik, M.S. , M.Y. Hussaini et H. Garmestani (2006)**, *Prediction of nonlinear viscoelastic behavior of polymeric composites using an artificial neural network*, International Journal of Plasticity, 22(7): 1367-1392.
- Al-Hmouz, I.A. (1997)**, The effect of loading frequency and loading level on the fatigue behavior of angle-ply Carbon/PEEK Thermoplastic composites. Department of Mechanical Engineering. Montreal, Master Degree of Concordia University.
- Angelidis, N. , C.Y. Wei et P.E. Irving (2004)**, *The electrical resistance response of continuous carbon fibre composite laminates to mechanical strain*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 35(10): 1135-1147.
- Ashby, F. et D.R.H. Jones (2005)**, *Engineering Materials 2 : An introduction to microstructures, Processing and Design*
- Bassery, J. (2011)**, Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites, PhD Thesis of Ecole Nationale Supérieures des Mines de Paris.
- Bathgate, R.G. , C.H. Wang et F. Pang (1997)**, *Effects of temperature on the creep behaviour of woven and stitched composites*, Composite Structures, 38(1-4): 435-445.
- Bonnet, B. , A. Thionnet , P. Carrier et J. Renard (2004)**, *Matériaux composites soumis à de grandes vitesses de sollicitation. Analyse expérimentale et modélisation*, Revue des Composites et des Matériaux Avancés, 14/1: 89-106.
- Carbillet, S. (2005)**, Contribution aux calculs fiabilistes sur des structures composites. Besançon, PhD thesis from UFR des Sciences et Techniques de l'Université de Franche-Comté.
- Curtis, D.C. , D.R. Moore , B. Slater et N. Zahlan (1988)**, *Fatigue testing of multi-angle laminates of CF/PEEK*, Composites, 19(6): 446-452.
- Curtis, P.T. (1991)**, *Tensile fatigue mechanisms in unidirectional polymer matrix composite materials*, International Journal of Fatigue, 13(5): 377-382.
- Curtis, P.T. et B.B. Moore (1987)**, *A comparison of the fatigue performance of woven and non-woven CFRP laminates in reversed axial loading*, International Journal of Fatigue, 9(2): 67-78.
- Daggumati, S. , I. De Baere , W. Van Paepegem , J. Degrieck , J. Xu , S.V. Lomov et I. Verpoest (2013)**, *Fatigue and post-fatigue stress-strain analysis of a 5-harness satin weave carbon fibre reinforced composite*, Composites Science and Technology, 74(0): 20-27.
- Dasappa, P. , P. Lee-Sullivan et X. Xiao (2010)**, *Development of viscoplastic strains during creep in continuous fibre GMT composites*, Composites Part B: Engineering, 41(1): 48-57.

- De Baere, I. , W. Van Paepegem et J. Degrieck (2008)**, *Comparison of the modified three-rail shear test and the $[(+45^{\circ};-45^{\circ})_4s$ tensile test for pure shear fatigue loading of carbon fabric thermoplastics*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 31(6): 414-427.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem et J. Degrieck (2009)**, *On the nonlinear evolution of the Poisson's ratio under quasi-static loading for a carbon fabric-reinforced thermoplastic. Part II: Analytical explanation*, *Polymer Testing*, 28(3): 324-330.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem et J. Degrieck (2010)**, *Electrical resistance measurement for in situ monitoring of fatigue of carbon fabric composites*, *International Journal of Fatigue*, 32(1): 197-207.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem , C. Hochard et J. Degrieck (2011a)**, *On the tension-tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part II: Evaluation of a dumbbell-shaped specimen*, *Polymer Testing*, 30(6): 663-672.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem , M. Quaresimin et J. Degrieck (2011b)**, *On the tension-tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part I: Limitations of the ASTM D3039/D3479 standard*, *Polymer Testing*, 30(6): 625-632.
- Deng, S. , X. Li , H. Lin et Y.J. Weitsman (2004)**, *The non-linear response of quasi-isotropic composite laminates*, *Composites Science and Technology*, 64(10-11): 1577-1585.
- Dharan, C.K.H. (1975)**, *Fatigue of Composite Materials*. Philadelphia, ASTM STP 569, pp. 145-168
- Fernando, G. (2003)**, *The effect of interleaving on the fatigue behaviour of fibre composites. Fatigue in Composites: Science and Technology of the Fatigue Response of Fibre-Reinforced Plastics*, Woodhead Publishing: 189-241.
- Franco, L.A.L. , M.L.A. Graça et F.S. Silva (2008)**, *Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions*, *Materials Science and Engineering: A*, 488(1-2): 505-513.
- Fujii, T. , T. Shiina et K. Okubo (1994)**, *Fatigue Notch Sensitivity of Glass Woven Fabric Composites Having a Circular Hole under Tension/Torsion Biaxial Loading*, *Journal of Composite Materials*, 28(3): 234-251.
- Gamstedt, E.K. (2000)**, *Effects of debonding and fiber strength distribution on fatigue-damage propagation in carbon fiber-reinforced epoxy*. Hoboken, NJ, Etats-Unis, Wiley
- Gamstedt, E.K. et S.I. Andersen (2001a)**, *Fatigue degradation and failure of rotating composite structures—material characterization and underlying mechanisms*, Riso National Laboratory, Denmark: 55.
- Gamstedt, E.K. et L.A. Berglund (2003)**, *Fatigue of thermoplastic composites. Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. B. Harris, CRC Press, Woodhead Pub. Ltd.
- Gamstedt, E.K. et S. Östlund (2001b)**, *Fatigue Propagation of Fibre-Bridged Cracks in Unidirectional Polymer-Matrix Composites*, *Applied Composite Materials*, 8(6): 385-410.

- Gamstedt, E.K. et B.A. Sjögren (2001c)**, *An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates*, International Journal of Fatigue, 24: 437-446.
- Gamstedt, E.K. et R. Talreja (1999)**, *Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics*, Journal of Materials Science, 34(11): 2535-2546.
- Goel, A. , K.K. Chawla , U.K. Vaidya , N. Chawla et M. Koopman (2009)**, *Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites*, Materials Characterization, 60(6): 537-544.
- Guedes, R.M. et M.A. Vaz (2001)**, *Comparison of Creep Behavior of UD and Woven CFRP in Bending*, Mechanics of Composite Materials and Structures, 8: 119-134.
- Ha, S.K. , Q. Wang et F.-K. Chang (1991)**, *Modeling the viscoplastic behavior of fiber-reinforced thermoplastic matrix composites at elevated temperatures*, Journal of Composite Materials,(25): 334-372.
- Hansen, U. (1999)**, *Damage Development in Woven Fabric Composites during Tension-Tension Fatigue*, Journal of Composite Materials, 33(7): 614-639.
- Harris, B. (2003)**, *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge
- Henaff-Gardin, C. et M.C. Lafarie-Frenot (1992)**, *Fatigue behaviour of thermoset and thermoplastic cross-ply laminates*, Composites, 23(2): 109-116.
- Jen, M.-H.R. , Y.-C. Tseng , H.-K. Kung et J.C. Huang (2008)**, *Fatigue response of APC-2 composite laminates at elevated temperatures*, Composites Part B: Engineering, 39(7-8): 1142-1146.
- Jen, M.-H.R. , Y.-C. Tseng et W.-H. Lin (2006)**, *Thermo-mechanical fatigue of centrally notched and unnotched AS-4/PEEK APC-2 composite laminates*, International Journal of Fatigue, 28(8): 901-909.
- Jones, D.P. , D.C. Leach et D.R. Moore (1985)**, *Mechanical properties of poly(ether-ether-ketone) for engineering applications*, Polymer, 26(9): 1385-1393.
- Katouzian, M. , O.S. Bruller et A. Horoschenkoff (1995)**, *On the Effect of Temperature on the Creep Behavior of Neat and Carbon Fiber Reinforced PEEK and Epoxy Resin*, Journal of Composite Materials, 29(3): 372-387.
- Kawai, M. et Y. Masuko (2004)**, *Creep behavior of unidirectional and angle-ply T800H/3631 laminates at high temperature and simulations using a phenomenological viscoplasticity model*, Composites Science and Technology, 64(15): 2373-2384.
- Kawai, M. , Y. Masuko , Y. Kawase et R. Negishi (2001a)**, *Micromechanical analysis of the off-axis rate-dependent inelastic behavior of unidirectional AS4/PEEK at high temperature*, International Journal of Mechanical Sciences, 43(9): 2069-2090.
- Kawai, M. , M. Morishita , K. Fuzi , T. Sakurai et K. Kemmochi (1996)**, *Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 27(6): 493-502.

- Kawai, M. et T. Taniguchi (2006)**, *Off-axis fatigue behavior of plain weave carbon/epoxy fabric laminates at room and high temperatures and its mechanical modeling*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 37(2): 243-256.
- Kawai, M. , S. Yajima , A. Hachinohe et Y. Kawase (2001b)**, *High-temperature off-axis fatigue behaviour of unidirectional carbon-fibre-reinforced composites with different resin matrices*, Composites Science and Technology, 61(9): 1285-1302.
- Khan, A.S. et O. Lopez-Pamies (2002a)**, *Time and temperature dependent response and relaxation of a soft polymer*, International Journal of Plasticity, 18(10): 1359-1372.
- Khan, Z. , R. Khan , F. Al-Sulaiman et M. N. (2002b)**, *Fatigue Damage in Woven Carbon Fabric-Epoxy Laminates at Non-Ambient Temperatures*. The 6th Saudi Engineering Conference KFUPM. Dhahran.
- Kim, S.J. et J.Y. Cho (1992)**, *Role of matrix in viscoplastic behavior of thermoplastic composites at elevated temperature*, AIAA (American Institute of Aeronautics and Astronautics) Journal, 30(10): 2571-2573.
- Kobayashi, S. , K. Terada et N. Takeda (2003)**, *Evaluation of long-term durability in high temperature resistant CFRP laminates under thermal fatigue loading*, Composites Part B: Engineering, 34(8): 753-759.
- Konur, O. et F.L. Matthews (1989)**, *Effect of the properties of the constituents on the fatigue performance of composites: a review*, Composites, 20(4): 317-328.
- Krawczac, P. (1999)**, *Essais mécaniques des plastiques : Caractéristiques à long terme et ténacité*, Techniques de l'ingénieur, AM 3511.
- Lafarie-Frenot, M.C. et F. Touchard (1994)**, *Comparative in-plane shear behaviour of long-carbon-fibre composites with thermoset or thermoplastic matrix*, Composites Science and Technology, 52(3): 417-425.
- Lee, C.H. et M.H.R. Jen (2000)**, *Fatigue Response and Modelling of Variable Stress Amplitude and Frequency in AS-4/PEEK Composite Laminates, Part 1: Experiments*, Journal of Composite Materials, 34(11): 906-929.
- Lin, S.H. , C.C.M. Ma , N.H. Tai , S.H. Wu , J.F. Wu et J.M. Lin (1995)**, *Effect of frequency on the fatigue behavior of $[\pm 45]_4s$ laminate of carbon fiber reinforced polyetheretherketone (PEEK) composites under tension-tension loading*, Journal of Polymer Research, 2(3): 171-178.
- Ma, C.C.M. , N.H. Tai , S.H. Wu , S.H. Lin , J.F. Wu et J.M. Lin (1997)**, *Creep behavior of carbon-fiber-reinforced polyetheretherketone (PEEK) $[\pm 45]_4s$ laminated composites (I)*, Composites Part B: Engineering, 28(4): 407-417.
- Mahieux, C.A. et C. Scheurer (2002)**, *Elevated temperature bending stress rupture behavior AS4/APC-2 and comparison with AS4/PPS literature data*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 33(7): 935-938.
- Maire, J.-F. (1992)**, *Etudes Théorique et Expérimentale du Comportement de Matériaux Composites en Contraintes Planes*. Département de Mécanique, PhD Thesis from Université de Franche-Comté.
- Maksimov, R.D. et J. Kubat (1997)**, *Time and temperature dependent deformation of poly(ether ether ketone) (PEEK)*, Mechanics of composite materials, 33(6): 517-525.

- Mao, H. et S. Mahadevan (2002)**, *Fatigue damage modelling of composite materials*, Composite Structures, 58(4): 405-410.
- Montesano, J. , M. Selezneva , Z. Fawaz , C. Poon et K. Behdinan (2012)**, *Elevated temperature off-axis fatigue behavior of an eight-harness satin woven carbon-fiber/bismaleimide laminate*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 43(9): 1454-1466.
- Moore, D.R. (1993)**, Long-term mechanical properties of aromatic thermoplastic continuous fibre composites : Creep and fatigue. Advanced Thermoplastic continuous fibre composites : Creep and Fatigue. K. H.H. Munich, Carl Hanser Verlag: 194-225.
- Mui, J. (2008)**, Viscoelastic-viscoplastic Model to predict creep in a random chopped mat thermoplastic composite. Mechanical Engineering. Waterloo, Ontario, Canada, University of Waterloo.
- Myers, F.A. (1989)**, *Stress-rate effects on the viscoelastic response of PPS based thermoplastic composites*, ASTM STP 1044.
- Naik, R.A. (2003)**, Woven-fibre thermoset composites. In: Fatigue in Composites: Science and Technology of the Fatigue Response of Fibre-Reinforced Plastics. W. Publishing: 296-313.
- Naik, R.A. , S.R. Patel et S.W. Case (2001)**, *Fatigue Damage Mechanism Characterization and Modeling of a Woven Graphite/Epoxy Composite*, Journal of Thermoplastic Composite Materials, 14(5): 404-420.
- Osada, T. , A. Nakai et H. Hamada (2003)**, *Initial fracture behavior of satin woven fabric composites*, Composite Structures, 61(4): 333-339.
- Owen, M.J. (1974)**, *Composite Materials*
- Pandita, S.D. , G. Huysmans , M. Wevers et I. Verpoest (2001)**, *Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 32(10): 1533-1539.
- Pang, F. , C.H. Wang et R.G. Bathgate (1997)**, *Creep response of woven-fibre composites and the effect of stitching*, Composites Science and Technology, 57(1): 91-98.
- Payan, J. (2004)**, Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Marseille, LMA.
- Pegoretti, A. et T. Ricco (2000)**, *Fatigue Fracture of Neat and Short Glass Fiber Reinforced Polypropylene: Effect of Frequency and Material Orientation*, Journal of Composite Materials, 34(12): 1009-1027.
- Petermann, J. (2004)**, *A contribution to evaluate and predict the strength and life time of angleply CFRP laminates under static and cyclic loads*. Göttingen, Cuvillier Verlag
- Petermann, J. et K. Schulte (2002)**, *The effects of creep and fatigue stress ratio on the long-term behaviour of angle-ply CFRP*, Composite Structures, 57(14): 205-210.
- Rakotoarisoa, C. , F. Laurin , M. Hirsekorn , J.-F. Maire , S. Otin , J. Henry et Z. Aboura (2011)**, *Prévision de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock*, Proceedings des JNC17, Poitiers, Juin 2011.

- Risson, T. (1998)**, *Comportement en fluage de composites à renfort carbone et matrices Epoxyde et PEEK*, Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Lyon.
- Rokbi, M. et H. Osmani (2011)**, *L'effet des traitements de surface des fibres sur les propriétés mécaniques de composites Polyester-fibres Alfa*. 20ème Congrès Français de Mécanique, Besançon, France (Year).
- Russell, B.E. , C.A. Mahieux et K.L. Reifsnider (1998)**, *Stress Rupture of PMC's in End-Loaded Bending*, Applied Composite Materials, 5(3): 151-159.
- Schadler, L.S. , C. Laird et F. J.C. (1992)**, *Interphase behaviour in graphite-thermoplastic monofilament composites art II : Cyclic behaviour*, Journal of Material Science, 27(15): 4035-4044.
- Selezneva, M. , J. Montesano , Z. Fawaz , K. Behdinan et C. Poon (2011)**, *Microscale experimental investigation of failure mechanisms in off-axis woven laminates at elevated temperatures*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 42(11): 1756-1763.
- Seo, D.-C. et J.-J. Lee (1999)**, *Damage detection of CFRP laminates using electrical resistance measurement and neural network*, Composite Structures, 47(1-4): 525-530.
- Spruiell, J.E. et C.J. Janke (2005)**, A review of the measurement and development of crystallinity and its relation to properties in neat PPS and its fiber reinforced composites. Technical Report, Metals and Ceramics Division, US Department of Energy: Medium: ED.
- Sturgeon, J.B. (1978)**, *Creep, repeated loading, fatigue and crack growth in $\pm 45^\circ$ oriented carbon fibre reinforced plastics*, Journal of Materials Science, 13(7): 1490-1498.
- Sturgeon, J.B. , R.I. Butt et L.W. Lark (1976)**, Creep of carbon fibre reinforced plastics. T. R. N76168, Royal Aircraft Establishment.
- Sun, C.T. et E.S. Chim (1981)**, *Fatigue retardation due to creep in a fibrous composite*, Fatigue of fibrous composite materials, ASTM STP 723: 233-242.
- Suppakul, P. et S. Bandyopadhyay (2002)**, *The effect of weave pattern on the mode-I interlaminar fracture energy of E-glass/vinyl ester composites*, Composites Science and Technology 62(5): 709-717.
- Swanson, S.R. , D.S. Cairns , M.E. Guyll et D. Johnson (1993)**, *Compression fatigue response for carbon fiber with conventional and toughened epoxy matrices with damage*. New York, NY, ETATS-UNIS, American Society of Mechanical Engineers
- Tai, N.H. , C.C.M. Ma et S.H. Wu (1995)**, *Fatigue behaviour of carbon fibre/PEEK laminate composites*, Composites, 26(8): 551-559.
- Takemura, K. et T. Fujii (1994)**, *Fatigue damage and fracture of carbon fabric/epoxy composites under tension-tension loading*, JSME International journal, Series A, 37(4): 472-480.
- Talreja, R. (1981)**, *Fatigue of Composite Materials: Damage Mechanisms and Fatigue-Life Diagrams*, Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences: p. 461-475.

- Talreja, R. (1985)**, *A Continuum Mechanics Characterization of Damage in Composite Materials*, Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences, 399(1817): 195-216.
- Thollon, Y. et C. Hochard (2009)**, *A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure*, Mechanics of Materials, 41(7): 820-827.
- Uematsu, Y. , T. Kitamura et R. Ohtani (1995)**, *Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures*, Composites Science and Technology, 53(3): 333-341.
- Uematsu, Y. , T. Kitamura et R. Ohtani (1997)**, *Creep-fatigue interaction in delamination crack propagation of advanced CFRPs at high temperatures.*, High Temperature and environmental effects on polymeric composites, ASTM STP 1302, 2.
- Vieille, B. et L. Taleb (2011)**, *About the influence of temperature and matrix ductility on the behavior of carbon woven-ply PPS or epoxy laminates: Notched and unnotched laminates*, Composites Science and Technology, 71(7): 998-1007.
- Vinet, A. (1997)**, Identification d'une loi de comportement viscoélastique-viscoplastique pour des stratifiés aéronautiques. prévision du comportement à long terme à l'aide d'essais accélérés. Mécanique. Poitiers, Université de Poitiers.
- Xia, Z. , T. Okabe , J.B. Park , W.A. Curtin et N. Takeda (2003)**, *Quantitative damage detection in CFRP composites: coupled mechanical and electrical models*, Composites Science and Technology, 63(10): 1411-1422.
- Xiao, X.R. et I.A. Al-Hmouz (1998)**, Fatigue behavior of angle-ply AS4/PEEK Composites. Progress in Durability Analysis of Composite Systems. K. L. Reifsnider, D. A. Dillard and A. H. Cardon. Rotterdam: 331-338.
- Zhou, J. , A. D'Amore , Y. Yang , T. He , B. Li et L. Nicolais (1994)**, *Flexural fatigue of short glass fiber reinforced a blend of polyphenylene ether ketone and polyphenylene sulfide*, Applied Composite Materials, 1(3): 183-195.

Chapitre III :

Etude expérimentale du comportement à long terme de stratifiés à matrice thermoplastique et thermodurcissable

Bien que les travaux traitant du comportement à long terme de stratifiés tissés à matrice TP soient peu nombreux dans la littérature, plusieurs informations ressortent de la revue bibliographique (cf. Chapitre II). Ainsi, certaines configurations d'essais et précautions peuvent être adoptées afin d'assurer le bon déroulement de la campagne expérimentale et la pertinence des résultats. Dans la première partie de ce chapitre, les conditions d'essais (dispositif d'essais et géométrie des éprouvettes) sont détaillées. Dans la seconde partie, les principaux résultats expérimentaux sont présentés. Il s'agissait tout d'abord d'étudier le comportement visco-élasto-plastique de stratifiés $[(+45,-45)]_7$ en réalisant des essais de fluage-recouvrance et de relaxation. Ensuite, une campagne d'essais de fatigue a été conduite sur des stratifiés à drapages différents (plis orientés et QI) afin d'évaluer l'influence du comportement de la matrice (viscoélasticité et viscoplasticité) sur le comportement en fatigue du stratifié. Finalement, une analyse des interactions fluage/fatigue sous chargement cyclique est effectuée à partir des éprouvettes C/PPS déjà testées en fluage-recouvrance.

✓ Plan du chapitre :

III.1	Dispositif d'essais et géométrie des éprouvettes	62
III.1.1	Dispositif et protocole expérimentaux	62
III.1.2	Géométrie des éprouvettes	63
III.1.3	Usinage des éprouvettes	63
III.1.4	Séquences d'empilement étudiées	64
III.2	Fluage-recouvrance	64
III.2.1	Stratifiés QI.....	65
III.2.2	Stratifiés $[(+45,-45)]_7$	65
III.3	Fatigue	73
III.3.1	Stratifiés $[(+45,-45)]_7$	74
III.3.2	Stratifiés QI.....	93
III.4	Interaction fluage/fatigue.....	113
III.4.1	Définition des essais.....	113
III.4.2	Résultats et discussion.....	113
III.5	Conclusion	121

III.1 Dispositif d'essais et géométrie des éprouvettes

III.1.1 Dispositif et protocole expérimentaux

L'ensemble des essais thermomécaniques est réalisé sur une machine de fatigue uniaxiale servo-hydraulique MTS 810 (cf. Figure III-1-a). Classiquement, le pilotage des essais peut être réalisé en effort ou en déplacement. La machine est dotée d'une cellule de force de capacité 100 kN. Le maintien en position des éprouvettes est assuré par des mors hydrauliques. Le dispositif est équipé d'une enceinte thermique permettant la réalisation d'essais à différentes températures. Le déplacement axial est mesuré au moyen d'un extensomètre de longueur utile $l_0=25\text{mm}$ (cf. Figure III-1-b).

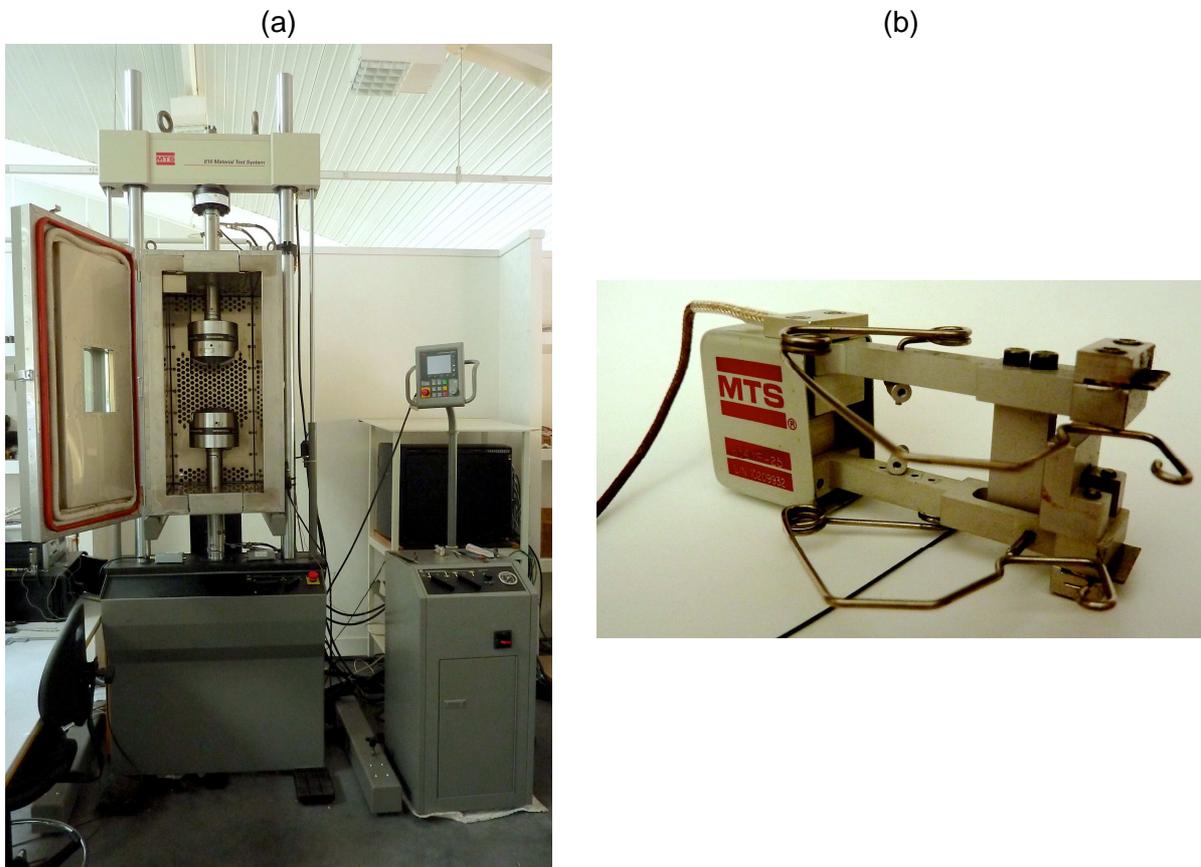


Figure III-1 : Photographie du dispositif d'essais thermomécaniques : Machine de fatigue uniaxiale MTS 810 (a) et Extensomètre (b)

Tous les résultats présentés dans ce chapitre correspondent à une température d'essai de 120°C. En effet cette température correspond à la température d'utilisation en service de certaines pièces de nacelles d'aéronefs [Aucher, 2009]. De plus, ces conditions d'essais sont tels que $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$. Le renfort (satin de 5 à fibres de carbone) étant identique pour les deux matériaux considérés, cette température permet d'étudier l'influence du comportement de la matrice (viscoélasticité et viscoplasticité plus ou moins marquée) sur le comportement en fatigue de chaque type de composite.

III.1.2 Géométrie des éprouvettes

Les essais uniaxiaux (traction et cisaillement), présentés dans [Aucher, 2009] ont été réalisés selon les normes EN6025 et EN 6031, qui recommandent l'utilisation d'éprouvettes rectangulaires (250x25mm²) avec des talons (50x25mm²).

Cependant, la question de la géométrie des échantillons reste ouverte pour des essais à long terme, en particulier pour les essais de fatigue. D'ailleurs, les normes ASTM D3479 et D4762 ne préconisent aucune géométrie particulière pour ce type d'essai. En effet, si la géométrie rectangulaire associée à des talons s'impose pour les essais monotones, ce n'est pas le cas pour les essais cycliques [De Baere, 2011b]. Un travail préliminaire relatif aux dimensions et à la forme des éprouvettes est donc nécessaire. La littérature montre que deux configurations peuvent être utilisées : une forme rectangulaire avec talons ou une forme en haltère (« dog-bone »). Cependant, il ressort que le type haltère est plus utilisé pour les composites à matrice TP [Gyekenyesi, 1998] [Ferreira, 1999] [Franco, 2008], ainsi que dans certaines études du comportement en fatigue de composites C/Epoxy UD ou tissés [Gyekenyesi, 1998] [Payan, 2002]. Enfin, dans le cadre d'une étude du comportement en fatigue de stratifiés C/PPS (identiques à celui de notre étude), ces deux géométries ont été comparées [De Baere, 2011a]. Il s'avère que les éprouvettes de type haltère sont préférables dans la mesure où l'on observe une rupture préférentielle dans la zone utile, au contraire des éprouvettes rectangulaires.

Par conséquent, ces travaux ont permis de conforter le choix d'une géométrie « haltère » en accord avec la norme ASTM D638 (Figure III-2). Dans le même temps, afin de vérifier l'homogénéité des contraintes dans la zone utile de l'éprouvette, une analyse par Eléments Finis (sous Cast3m) a été réalisée avec la géométrie et les dimensions proposées. Les résultats indiquent une homogénéité de l'état des contraintes dans la zone utile, ainsi qu'une surcontrainte modérée dans le congé de raccordement avec la zone de serrage (Figure III-2).

III.1.3 Usinage des éprouvettes

Les matériaux se présentent initialement sous forme de plaques stratifiées consolidées de 600x600 mm². Afin de limiter l'apparition de micro-endommagements sur les bords libres, et donc de préserver l'intégrité du matériau, les éprouvettes ont été découpées par jet d'eau haute pression (société EML Normandie), selon la géométrie discutée précédemment

Suite à la caractérisation du comportement thermomécanique sous chargement monotone des matériaux considérés [Aucher, 2009] (voir Chapitre I), la campagne expérimentale va se focaliser sur l'étude du comportement à long terme de stratifiés C/PPS et C/Epoxy selon deux séquences d'empilements.

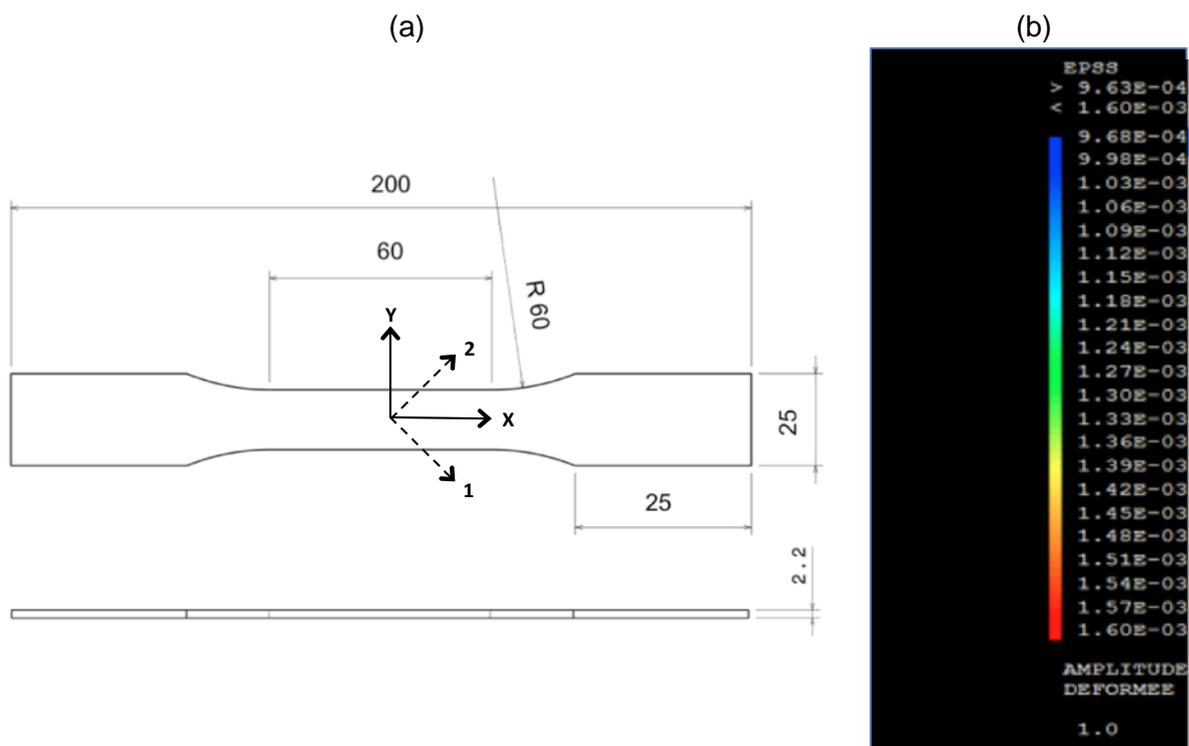


Figure III-2 : Dimensions des éprouvettes de type « haltère » (a) et vérification par analyse Eléments Finis de l'homogénéité de la contrainte dans la zone utile (b)

III.1.4 Séquences d'empilement étudiées

Deux séquences d'empilement sont considérées dans cette étude: une séquence orthotrope à plis orientés $[(+45;-45)]_7$ et une séquence Quasi-isotrope $[(0;90),(+45;-45),(0;90),(+45;-45),(0;90),(+45;-45),(0;90)]$. Même si les séquences d'empilement $[(+45;-45)]_x$ ne sont pas utilisées pour la réalisation de pièces industrielles, la majorité des stratifiés multidirectionnels contiennent des plis orientés à $\pm 45^\circ$, pour : supporter les chargements de cisaillement, limiter les concentrations de contraintes et influencer la progression de l'endommagement [Petermann, 2004]. Les plis orientés ont donc un rôle important justifiant pleinement l'étude du comportement en fatigue de stratifiés possédant ce type de drapage. En outre, la séquence QI est largement utilisée dans l'industrie pour de multiples pièces composites.

III.2 Fluage-recouvrance

L'analyse du comportement en fatigue, proposée dans la suite de ce chapitre révèle le rôle prépondérant du comportement dépendant du temps des stratifiés C/PPS et C/Epoxy dans une configuration orthotrope à plis croisés $[(+45,-45)]_7$ dans la réponse des stratifiés soumis à des chargements cycliques à haute température (120°C). Afin d'appréhender le comportement visco-élasto-plastique, des essais de fluage-recouvrance à 120°C ont été réalisés sur des stratifiés à plis orientés $[(+45,-45)]_7$.

III.2.1 Stratifiés QI

Avant de s'intéresser aux stratifiés à plis orientés, un essai de fluage-recouvrance a été réalisé sur un stratifié QI. Classiquement, les fibres de carbone sollicitées longitudinalement possèdent un comportement indépendant du temps. Pour un stratifié QI soumis à un effort de traction longitudinale, environ 80% de la charge est supportée par les fibres à 0°. Afin de déterminer la contribution des effets visqueux des plis à 45°, la réponse en fluage-recouvrance d'un stratifié QI C/PPS à 80% σ_u (niveau de contrainte maximale analysé en fatigue) a été déterminée.

Les résultats montrent qu'une heure de fluage a induit environ 0.1% de déformation d'origine visqueuse pour une déformation totale de 1.05%. De plus, après 2 heures de recouvrance, la déformation permanente est quasi-négligeable. Cette déformation irréversible peut s'expliquer par l'endommagement pouvant apparaître lors de la charge instantanée ou de la déformation viscoplastique des plis à 45°. Cependant, la faible part de déformation dépendante du temps engendrée par l'essai de fluage permet de considérer le comportement des stratifiés QI comme étant indépendant du temps.

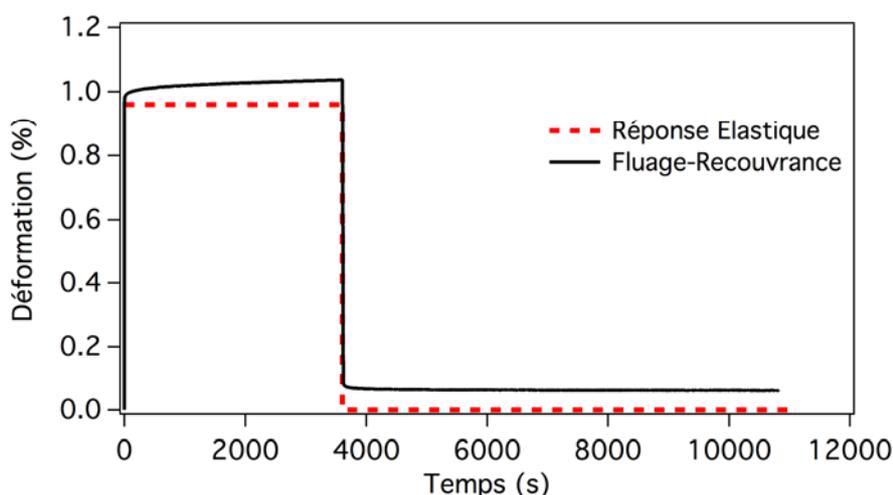


Figure III-3 : Essais de fluage-recouvrance sur stratifié C/PPS QI à 120°C

III.2.2 Stratifiés [(+45,-45)]₇

III.2.2.1 Evaluation du seuil d'endommagement sous chargement monotone

✓ Méthode

Afin de dissocier les différents types de contribution (viscoélastique, viscoplastique, endommagement) mis en jeu lors de la sollicitation thermomécanique de stratifiés [(+45,-45)]₇, des essais de charge-décharge progressifs peuvent être réalisés afin d'identifier le seuil d'endommagement sous chargement monotone. Pour des contraintes inférieures à cette limite, on considèrera que la mise sous charge de l'essai de fluage n'engendre pas d'endommagement au sein du matériau.

L'essai consiste à appliquer des cycles de charge-décharge à des niveaux de charge croissants par incrément de 0.05 % de la charge à rupture σ_u en traction du matériau, jusqu'à rupture complète de l'éprouvette.

✓ **Résultats**

Les essais de charge-décharge sont réalisés à une vitesse de chargement rapide de 500 N/s afin de limiter les effets visqueux sur la réponse des matériaux. Compte tenu des niveaux de déformations importants atteints lors des essais, les réponses sont représentées en termes de contrainte et déformation vraies et nominales (voir Figure III-4 et Figure III-5). Les mesures « vraies » permettent d'évaluer de manière plus précise contraintes et déformations en prenant en compte la modification de géométrie de l'éprouvette lors de l'essai (phénomène de striction et délaminage). Ainsi pour les stratifiés $[(+45,-45)]_7$, les résultats seront présentés en contraintes et déformations vraies dans la suite du travail.

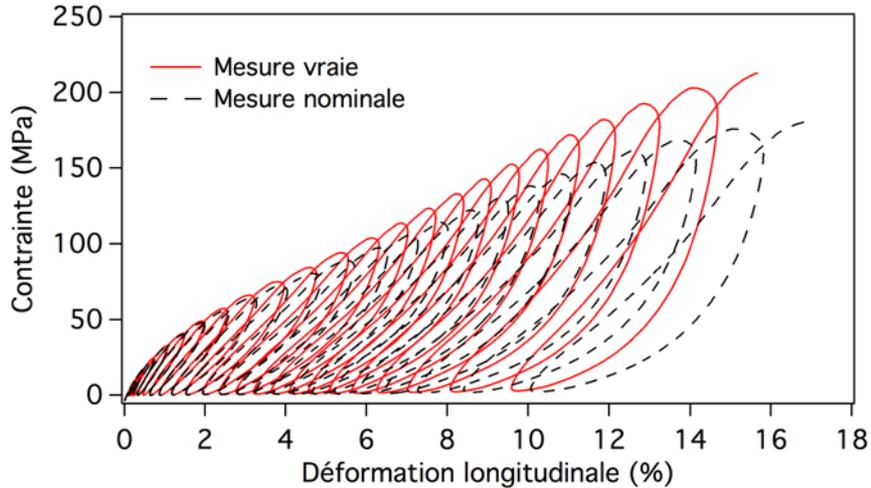


Figure III-4 : Essai de charge-décharge progressif - C/PPS $[(+45,-45)]_7$ à 120°C

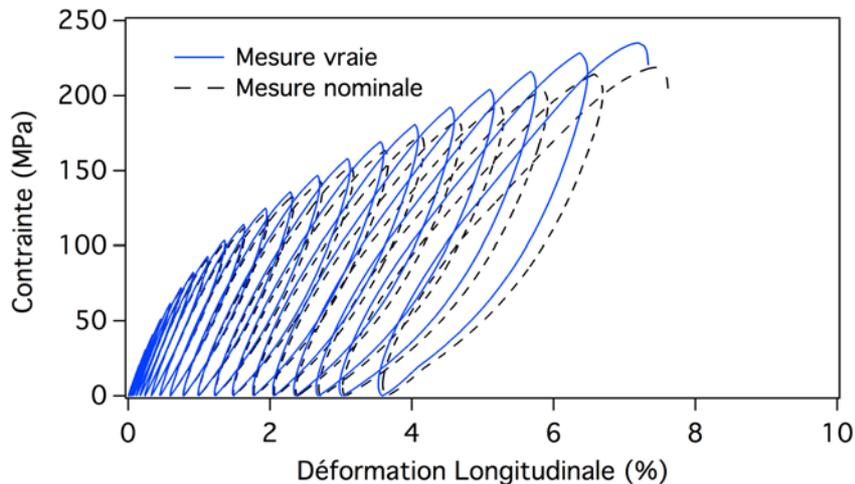


Figure III-5 : Essai de charge-décharge progressif - C/Epoxy $[(+45,-45)]_7$ à 120°C

La Figure III-4 révèle un comportement ductile très marqué pour le C/PPS avec une déformation à rupture de l'ordre de 16%. Pour le stratifié C/Epoxy, ce comportement non-linéaire est bien moins marqué avec une déformation à rupture de l'ordre de 8%. On rappelle que les stratifiés $[(+45,-45)]_7$ soumis à un chargement hors axes des fibres sont caractérisés par une réponse gouvernée par le comportement (plus ou moins) ductile de la matrice. En outre, le comportement ductile d'une matrice polymère est un phénomène thermiquement activé. Ainsi, au passage de la température de transition vitreuse (T_g), la réponse de stratifiés C/PPS révèle un comportement fortement ductile.

A partir des boucles observées sur les courbes contrainte-déformation, le module de rigidité apparent est mesuré au début de chaque charge. En première approximation il est possible de relier l'évolution de son abattement au cours de l'essai à la variable d'endommagement d :

$$d = 1 - \frac{E}{E_{init}} \quad (\text{Eq. III.1})$$

Contrairement à la réponse quasi-linéaire des stratifiés QI sollicités en traction longitudinale, le comportement fortement non-linéaire des matériaux étudiés rend difficile l'évaluation du module de rigidité. Plusieurs méthodes sont alors envisagées :

- La méthode proposée dans la norme EN 6035 suggère que le module de rigidité est obtenu par l'expression suivante :

$$E = \frac{\Delta F}{S \times \Delta \varepsilon} \quad (\text{Eq. III.2})$$

où ΔF est la différence de forces appliquées entre $\varepsilon_2 = 0.25\%$ et $\varepsilon_1 = 0.05\%$ et $\Delta \varepsilon = \varepsilon_2 - \varepsilon_1$. Cpte tenu des déformations résiduelles observées lors de la phase de décharge, l'origine des déformations est recalée en début de chaque cycle de charge-décharge pour pouvoir déterminer la rigidité par cette méthode.

Cependant, cette méthode s'applique difficilement pour les matériaux présentant un comportement très ductile (cas du C/PPS). En effet, chaque début de charge (ou de décharge) met en évidence un comportement non-linéaire très marqué. Le calcul du module de rigidité dans ces phases n'est alors pas pertinent.

- La méthode du module sécant : Cette méthode proposée par [Le Dantec, 1989] définit l'évaluation de l'endommagement par mesure du module sécant à chaque boucle (voir Figure III-6)

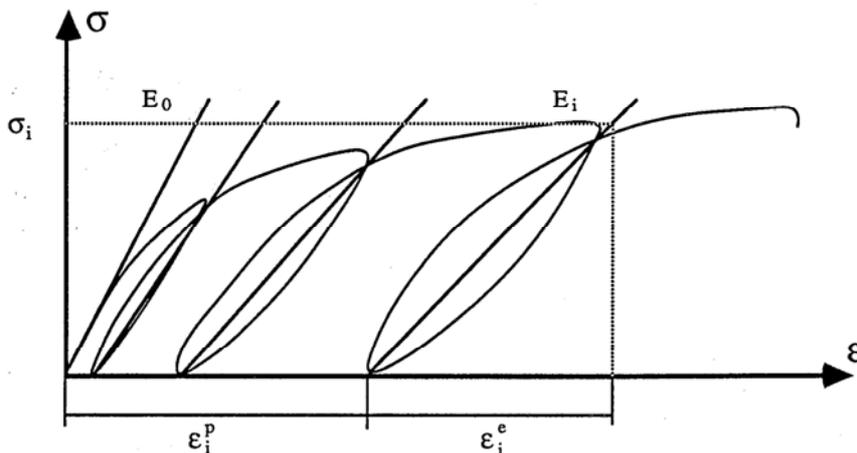


Figure III-6 : Détermination du module de rigidité par la méthode du module sécant [Le Dantec, 1989]

En raison de la ductilité très marquée du stratifié C/PPS, le calcul du module sécant ne peut s'appliquer ici. La valeur de la variable d'endommagement est très largement surestimée dès le second cycle (endommagement avoisinant 20%), qui devrait être caractérisé par un faible endommagement puisque ce niveau de chargement est proche de la limite d'élasticité.

- La méthode du coefficient de corrélation utilisée dans [Bassery, 2011] : cette méthode s'adapte à tout type d'essai puisqu'elle consiste à identifier la zone linéaire à chaque charge (ou à chaque décharge). Pour cela, on calcule le coefficient de corrélation entre plusieurs points expérimentaux au début (ou fin) de chaque boucle. La linéarité est conservée tant que le coefficient de corrélation est compris entre 0.995 et 1. Le module de rigidité est ensuite évalué par une régression linéaire dans cette zone. A chaque boucle, le point de départ de cette régression est déterminé par tangence d'une droite de pente égale au module initial, avec la courbe expérimentale (cf. Figure III-7). Cette méthode permet de définir de manière relativement précise le module de rigidité pour chaque boucle. C'est cette dernière méthode qui est retenue pour déterminer le seuil d'endommagement.

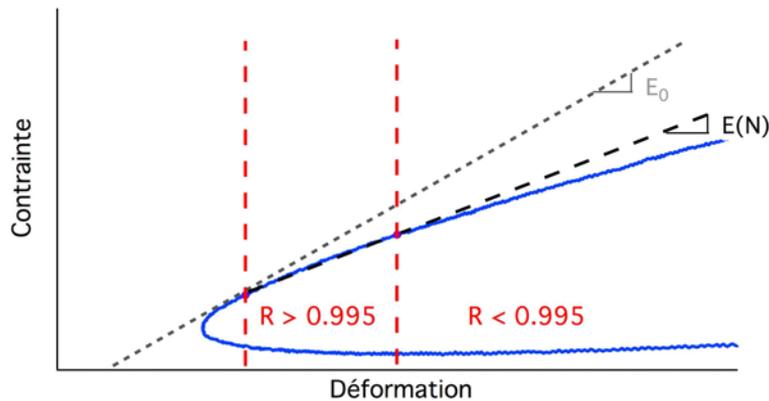


Figure III-7 : Détermination du module de rigidité par la méthode du coefficient de corrélation appliquée à chaque boucle de charge-décharge

On peut également préciser que le C/Epoxy pose moins de problème pour déterminer le module de rigidité, puisque son comportement est beaucoup moins ductile. Dans un souci de comparaison, la méthode a été utilisée pour les deux matériaux.

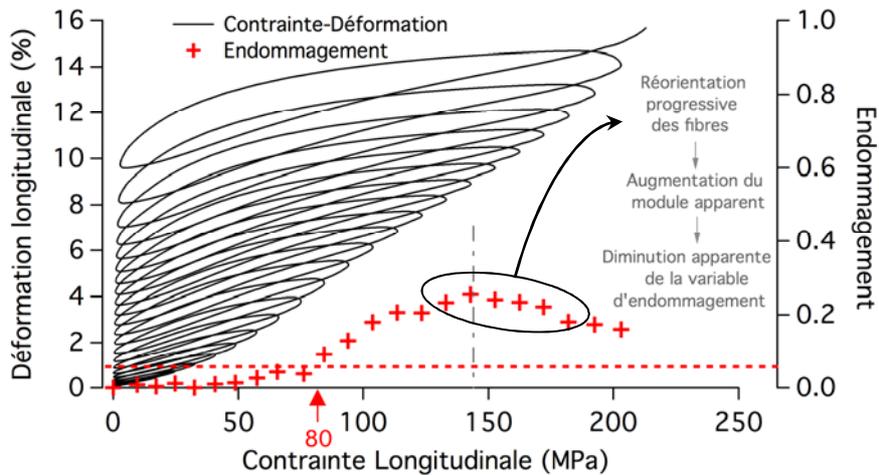


Figure III-8 : Essai de charge-décharge sur stratifié C/PPS $[\pm 45]_7$ à 120°C avec évaluation de l'endommagement pour chaque incrément de contrainte

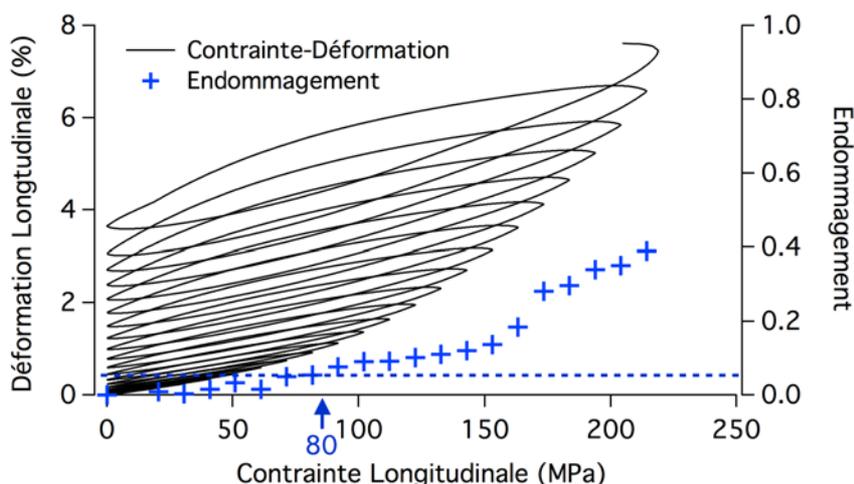


Figure III-9 : Essai de charge-décharge sur stratifié C/Epoxy [± 45]₇ à 120°C avec évaluation de l'endommagement pour chaque incrément de contrainte

Les deux matériaux présentent une évolution de l'endommagement similaire dans la phase initiale du chargement progressif. L'endommagement s'initie et augmente peu de 0 à 80 MPa. Dans un second temps, l'endommagement évolue linéairement pour les deux matériaux (de 80 MPa à 150 MPa). La dernière phase diffère pour les deux matériaux. Pour le C/Epoxy, cette phase semble traduire une accélération des mécanismes d'endommagement jusqu'à rupture. Pour le C/PPS, l'évolution de l'endommagement s'accompagne d'une plastification progressive de la matrice permettant la rotation des fibres et une rigidification du matériau près de la rupture. Ces mécanismes s'opposent à l'augmentation de la variable d'endommagement qui diminue alors. On peut seulement supposer qu'une accélération de l'apparition de l'endommagement intervient de la même façon. Dans notre cas, compte tenu des incertitudes liées à la mesure de l'endommagement, on suppose que le seuil d'endommagement est atteint lorsque la variable dépasse 5%. Ce qui correspond à une contrainte d'environ 80 MPa pour les deux matériaux.

III.2.2.2 Essais de fluage-recouvrance

✓ C/PPS

La détermination du seuil d'endommagement détaillée dans la partie précédente a permis de préciser le cadre de l'étude du comportement à long terme des matériaux C/PPS et C/Epoxy. Ainsi, huit essais de fluage-recouvrance sont réalisés avec le C/PPS (à $T > T_g$) et trois avec le C/Epoxy ($T < T_g$). Un plus grand nombre d'essais est effectué sur les stratifiés TP en vue d'obtenir une base de données suffisante dans la perspective de l'identification des paramètres de modèles visco-élasto-plastique (cf. Chapitres IV et V). Par ailleurs, les matériaux composites à matrice Epoxy sont connus pour être beaucoup moins sensible au fluage que ceux à matrice TP (PEEK) [Katouzian, 1995].

Ces essais se déroulent en deux phases : fluage pendant 24 heures, suivi d'une recouvrance de 48 heures. La vitesse de chargement est fixée pour l'ensemble des essais à 50MPa/s, et celle de décharge à 1 MPa/s afin d'éviter un flambage éventuel lors de la décharge. Cette deuxième phase permet de recouvrir les déformations d'origine élastique et viscoélastique, et de déterminer ainsi la déformation irréversible (viscoplastique) induite par le fluage. En raison de l'ampleur du travail d'investigations expérimentales, les essais ne sont réalisés qu'une fois par niveau de chargement. Les résultats sont classiquement

présentés en termes d'évolution de la déformation longitudinale en fonction du temps (cf. Figure III-10).

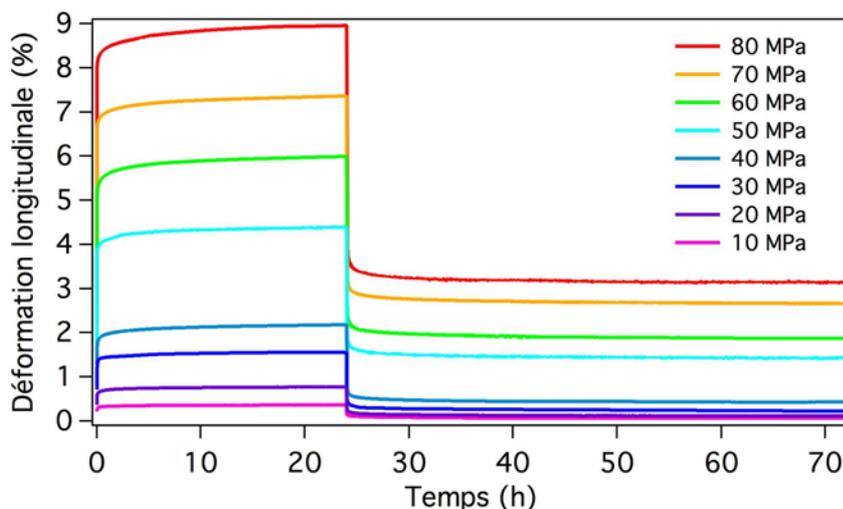


Figure III-10 : Essais de fluage-recouvrance sur stratifiés C/PPS [(+45,-45)₇] à 120°C (T>T_g)

Ces essais permettent notamment d'étudier le comportement visco-élasto-plastique du matériau. Pour cela on peut décomposer la déformation totale en trois contributions :

$$\varepsilon_{totale} = \varepsilon_{instantanée} + \varepsilon_{viscoélastique} + \varepsilon_{irréversible}$$

La part de déformation irréversible engendrée par 24 heures de fluage correspond à la valeur de l'asymptote vers laquelle tend la courbe de recouvrance. La part de déformation instantanée correspond à la réponse visco-élasto-plastique du matériau sous chargement monotone rapide (50 MPa.s⁻¹, vitesse de chargement identique pour les différents essais de fluage). Pour des contraintes de fluage supérieures à la limite d'élasticité σ_y , la déformation d'origine élastique est la même pour tous les essais : $\varepsilon_e = \sigma_y/E_L$. La déformation d'origine viscoélastique est déduite des deux autres contributions (cf. Tableau III-1).

Tableau III-1 : Décomposition de la déformation totale pour les essais de fluage-recouvrance sur le C/PPS à plis croisés à 120°C

Contrainte (MPa)	Déformation totale	Déformation instantanée		Déformation viscoélastique		Déformation irréversible	
		Niveau	% de la déformation totale	Niveau	% de la déformation totale	Niveau	% de la déformation totale
10	0.37%	0.17%	46%	0.13%	35%	0.07%	19%
20	0.77%	0.36%	47%	0.29%	38%	0.12%	16%
30	1.56%	0.71%	46%	0.63%	40%	0.22%	14%
40	2.17%	1.00%	46%	0.74%	34%	0.43%	20%
50	4.39%	2.03%	46%	0.94%	22%	1.42%	32%
60	5.99%	2.71%	45%	1.42%	24%	1.86%	31%
70	7.36%	3.42%	46%	1.30%	18%	2.64%	36%
80	8.95%	4.29%	48%	1.56%	17%	3.10%	35%

Dans le but d'étudier l'interaction fluage/fatigue (voir III.3), les taux de déformation dans la zone secondaire ont été mesurés pour les différents niveaux de contrainte (cf. Figure III-11). On remarque une augmentation quasi-linéaire de ce taux de déformation avec la contrainte de fluage.

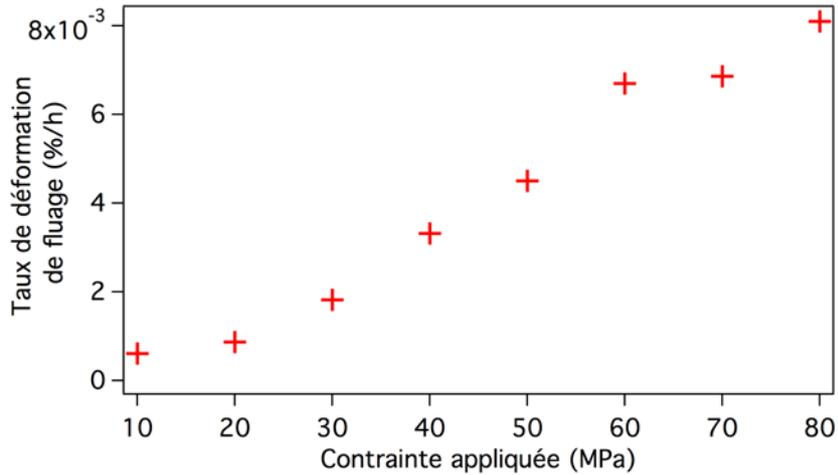


Figure III-11 : Evolution du taux de déformation en fluage secondaire en fonction de la contrainte appliquée

On constate que le C/PPS révèle un comportement visco-élasto-plastique très marqué. En effet, l'éprouvette ayant subi un essai de fluage à 80 MPa présente une déformation longitudinale de près de 9%. Pour des essais similaires à température ambiante, la déformation longitudinale n'atteint que 1% [Bassery, 2011]. La différence de déformation totale observée illustre l'influence de la température sur l'activation des mécanismes dépendants du temps à $T > T_g$. La contribution des mécanismes visqueux dépend du niveau de contrainte appliquée. En effet, la proportion de déformation viscoélastique est environ deux fois plus importante que celle associée à la déformation viscoplastique à faible niveau de contrainte (e.g. 10 MPa). A 80 MPa, c'est la tendance inverse. Enfin, la déformation résiduelle ne s'élève qu'à 0.07% pour une contrainte de fluage de 10 MPa, aussi peut-on considérer que le comportement est purement viscoélastique en dessous de 10 MPa.

D'autres essais mécaniques permettent de mettre en évidence le comportement dépendant du temps des matériaux, comme la relaxation. Pour confirmer les résultats des essais de fluage-recouvrance, deux essais de relaxation de 4 heures sont réalisés sur un stratifié C/PPS à des niveaux de déformation de 3 et 4% (cf. Figure III-12). Les résultats indiquent que durant ces essais, le matériau subit une relaxation des contraintes de près de 60%, confirmant un comportement très dépendant du temps.

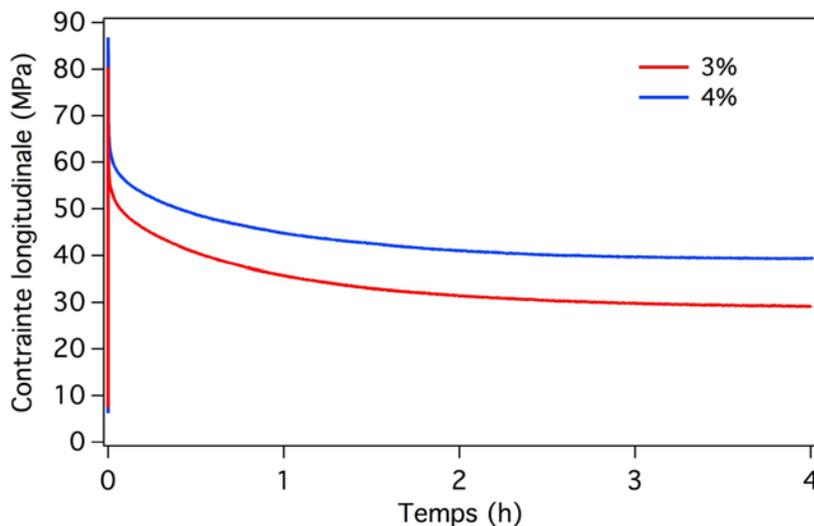


Figure III-12 : Essais relaxation sur stratifiés C/PPS [(+45,-45)]₇ à 120°C ($T > T_g$)

✓ **C/Epoxy**

Des essais de fluage-recouvrance ont également été réalisés sur des stratifiés C/Epoxy à 120°C ($T < T_g$). Les contraintes de fluage s'ont également choisies inférieures au seuil d'endommagement du matériau. Les résultats obtenus confirment que ce type de stratifiés est beaucoup moins sensible au fluage que le C/PPS. Les courbes décrivant les déformations longitudinales en fonction du temps sont présentées sur la Figure III-13.

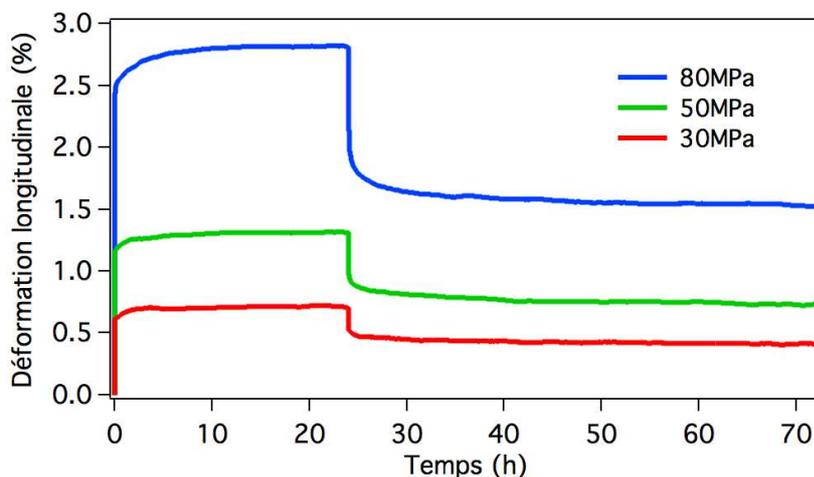


Figure III-13 : Essais de fluage-recouvrance sur stratifiés C/Epoxy [(+45,-45)]₇ à 120°C ($T < T_g$)

Comme dans le cas du C/PPS, les différentes contributions de la déformation totale ont été évaluées (cf. Tableau III-2). On remarque que le comportement dépendant du temps du C/Epoxy (sans prendre en compte la déformation instantanée) est principalement associé aux mécanismes irréversibles. De plus, en comparaison avec le C/PPS, pour des niveaux de contraintes similaires, la contribution des mécanismes viscoélastiques est environ trois fois plus faible.

Tableau III-2 : Décomposition de la déformation totale pour les essais de fluage-recouvrance sur le C/Epoxy à plis croisés à 120°C

Contrainte (MPa)	Déformation totale	Déformation instantanée		Déformation viscoélastique		Déformation irréversible	
		Niveau	% de la déformation totale	Niveau	% de la déformation totale	Niveau	% de la déformation totale
32	0.71%	0.32%	45%	0.03%	4%	0.36%	51%
50	1.30%	0.58%	45%	0.02%	2%	0.70%	54%
80	2.82%	1.21%	43%	0.13%	5%	1.48%	52%

III.3 Fatigue

Afin de poursuivre l'étude du comportement à long terme des deux matériaux considérés, des essais de fatigue de type traction-traction à force contrôlée ont été réalisés jusqu'à rupture du matériau à différents niveaux de chargement et pour $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$. Ces matériaux ont été étudiés selon les deux empilements précédemment introduits (voir III.1.4). Les paramètres d'essai sont tels que la consigne imposée est un signal sinusoïdal dont le rapport de contrainte $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 0$. Afin de favoriser ou de limiter l'influence des mécanismes visqueux sur le comportement en fatigue, deux fréquences de sollicitation ont été utilisées (cf. Figure III-14). Dans l'optique d'optimiser le déroulement de la campagne expérimentale, les essais de fatigue ont été stoppés après 1 million de cycles.

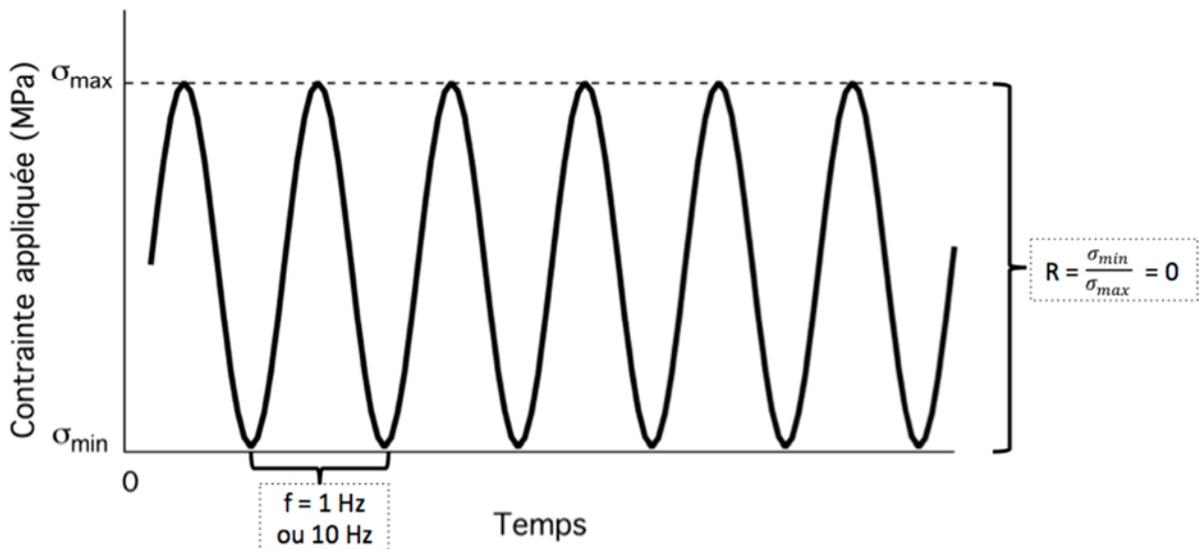


Figure III-14 : Paramètres des essais de fatigue réalisés

L'objectif principal de cette étude du comportement en fatigue de CMOs consiste à observer et à comprendre dans quelle mesure le comportement plus ou moins ductile de la matrice peut contribuer à la réponse en fatigue de stratifiés à plis orientés, et QI (constitués de plis orientés).

De plus, la structure non planaire des plis tissés est caractérisée par la présence de zones riches en résine obtenues lors de la consolidation des stratifiés (cf. Chapitre II). Ces zones jouent un rôle majeur dans la propagation de l'endommagement et en particulier des fissures au sein du matériau [Fernando, 2003]. L'analyse des résultats s'est orientée vers la compréhension de l'influence de ces zones sur le comportement en fatigue, ainsi que sur la chronologie des mécanismes d'endommagement au sein des stratifiés QI.

III.3.1 Stratifiés [(+45,-45)]₇

III.3.1.1 Rappels sur le comportement monotone

Sous chargement monotone, les deux matériaux possèdent un comportement élastique-ductile, majoritairement dominé par la matrice (cf. Figure III-15). Les niveaux de contrainte maximale imposés lors des essais de fatigue sont déterminés à partir de la réponse en traction monotone hors-axes des deux matériaux. On choisit quatre niveaux de contrainte maximale (30, 50, 60, 70% de σ_u) pour les essais de fatigue sur C/PPS et trois niveaux (50, 60, 70% de σ_u) pour le C/Epoxy. Ces niveaux sont choisis selon les différents mécanismes activés au sein des deux matériaux lors d'un chargement monotone [Vieille, 2011]. Dans le cas du C/PPS, le niveau 30% de σ_u marque le début de la zone de comportement non-linéaire, alors que celui à 50% de σ_u correspond approximativement au seuil de début de rotation des fibres et de l'apparition de l'endommagement (cf. Figure III-8). Le niveau intermédiaire à 60% de σ_u permet d'étudier le comportement en fatigue pour des contraintes induisant une réorientation significative des fibres. Le dernier niveau (70% de σ_u) est représentatif d'un endommagement important au sein du matériau. Dans le cas du C/Epoxy la perte de linéarité est plus proche de 50% de σ_u . Les autres niveaux sont choisis identiques au C/PPS dans un souci de comparaison (cf. Figure III-15).

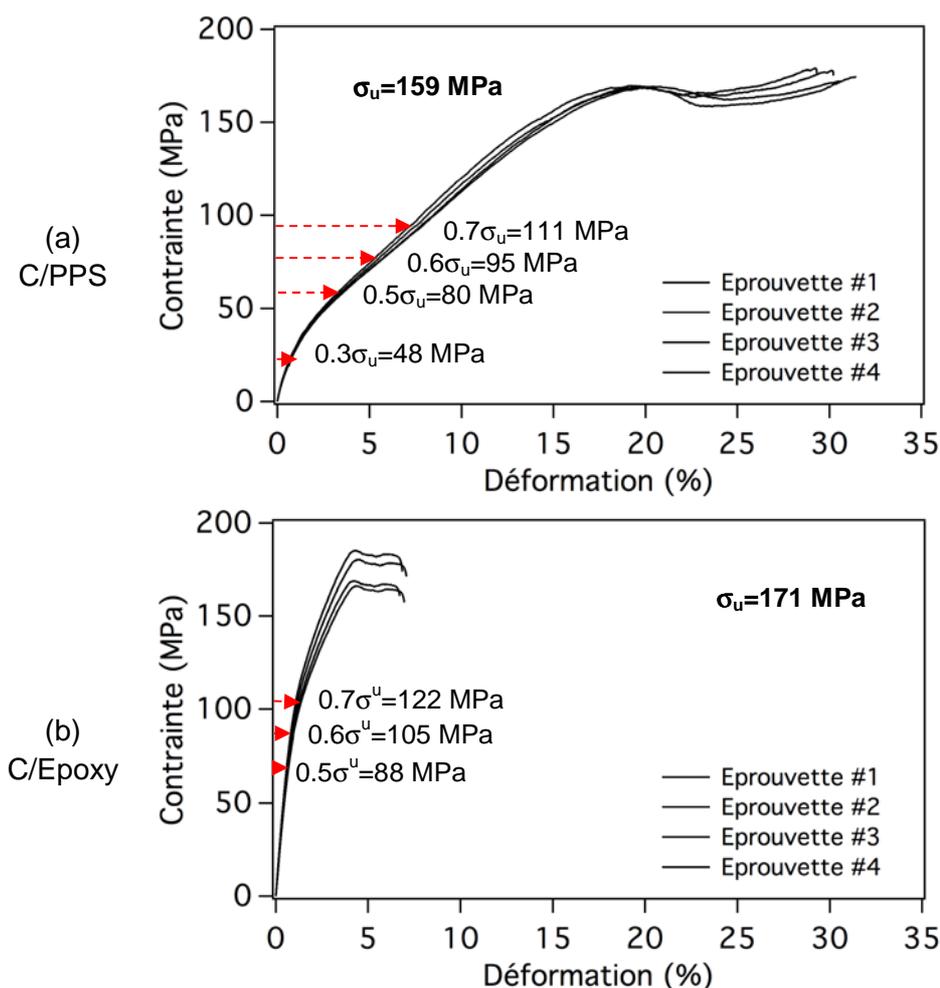
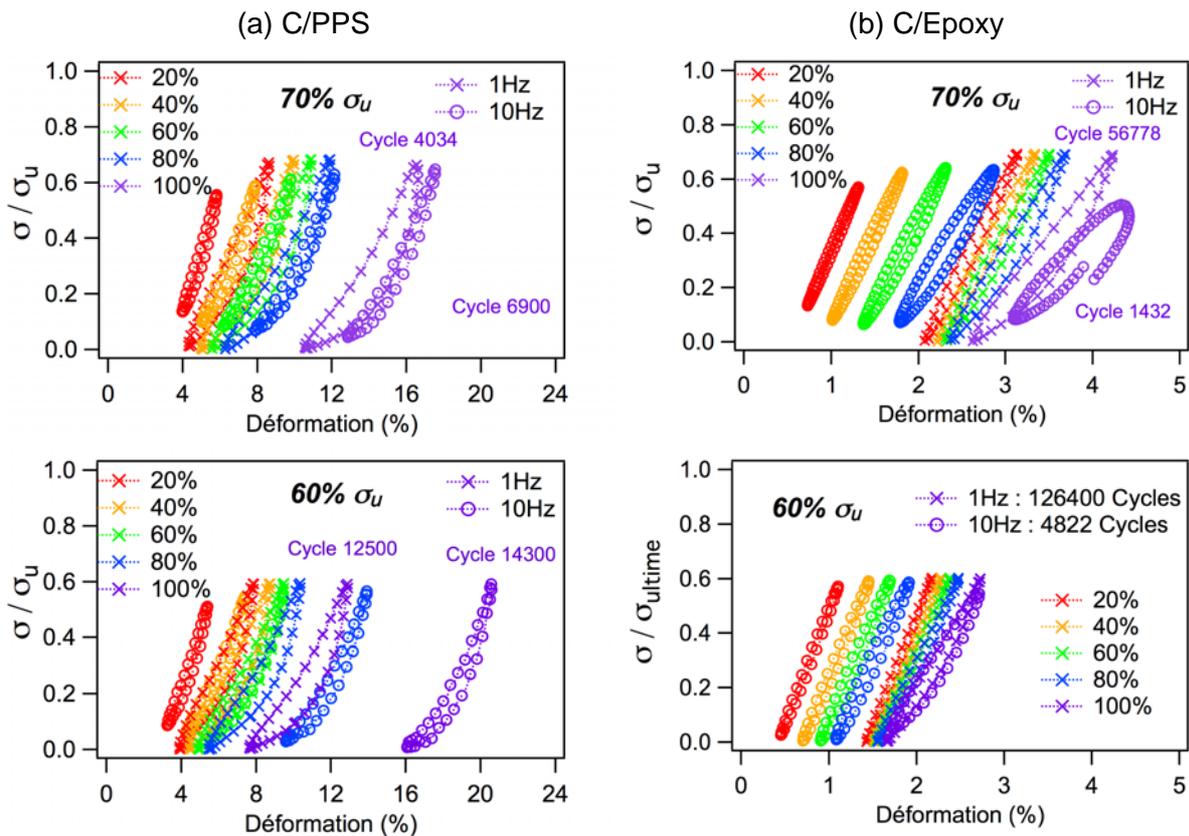


Figure III-15 : Comportement sous chargement monotone de stratifiés [(+45,-45)]₇ à 120°C

III.3.1.2 Comportement en fatigue – Influence de la fréquence sur la durée de vie

Le comportement global des matériaux sous chargement de fatigue est présenté sur la Figure III-16, sous la forme de cinq boucles d'hystérésis représentant le comportement contrainte-déformation du matériau à différents instants de la durée de vie (20%, 40%, 60%, 80% et 100% : dernier cycle avant rupture). On remarque un comportement très différent entre les deux matériaux. En effet, le C/PPS présente une boucle contrainte-déformation en forme de « banane » qui dépend de la fréquence de sollicitation (Figure III-16-a), alors que les boucles du C/Epoxy ont une forme d'ellipse allongée qui semblent moins dépendantes de la fréquence (Figure III-16-b). Les caractéristiques des boucles (inclinaison, aire, décalage, ...) sont bien évidemment influencées par le niveau de chargement, le rapport R et la phase de durée de vie du matériau. Afin de pouvoir comparer l'influence du niveau de chargement et de la fréquence sur le comportement en fatigue, les mêmes échelles en abscisse ont été adoptées. On notera que les déformations à rupture pour le C/Epoxy sont très proches, alors qu'elles diffèrent très largement pour le C/PPS. De plus, le nombre de cycles à rupture est du même ordre entre les deux fréquences, suggérant un comportement en fatigue piloté par la contrainte pour le C/PPS. Dans le cas du C/Epoxy, les déformations à rupture du même ordre, indique un comportement en fatigue piloté par la déformation.



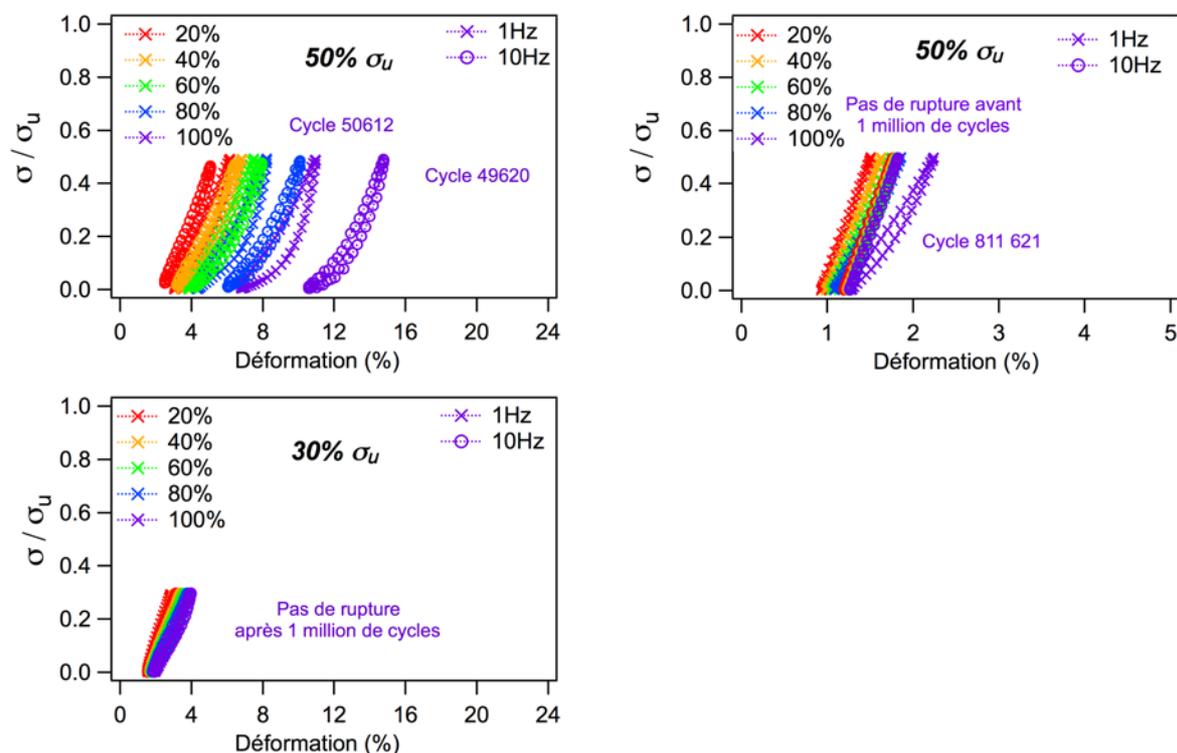


Figure III-16 : Comportement macroscopique contrainte-déformation sous chargement de fatigue pour les stratifiés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Dans la littérature, le comportement en fatigue des matériaux composites est présenté comme étant très dépendant du ratio de fatigue $R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ [Petermann, 2002a] [Petermann, 2002b] [Harris, 2003] [Petermann, 2004] [Epaarachchi, 2003] [Plumtree, 2010]. Dans le cas d'un essai de fatigue en traction-traction ($0 < R < 1$), la durée de vie du matériau augmente avec ce rapport. Dans le cas présent, le rapport souhaité est fixé à 0, mais la machine d'essais atteint progressivement sa consigne grâce à un PID (Proportional Integration Differential). En effet, selon les conditions d'essais (rigidité et ductilité de la matrice, fréquence et niveau de chargement), la machine peut atteindre plus ou moins difficilement la consigne $R=0$ (cf. Figure III-17). Le cas se produit pour les hautes fréquences et les hauts niveaux de chargement, notamment lors des essais sur C/PPS dont le comportement est très ductile à 120°C. L'analyse des résultats dans les cas extrêmes (70% σ_u - 10Hz principalement) requiert donc une certaine prudence.

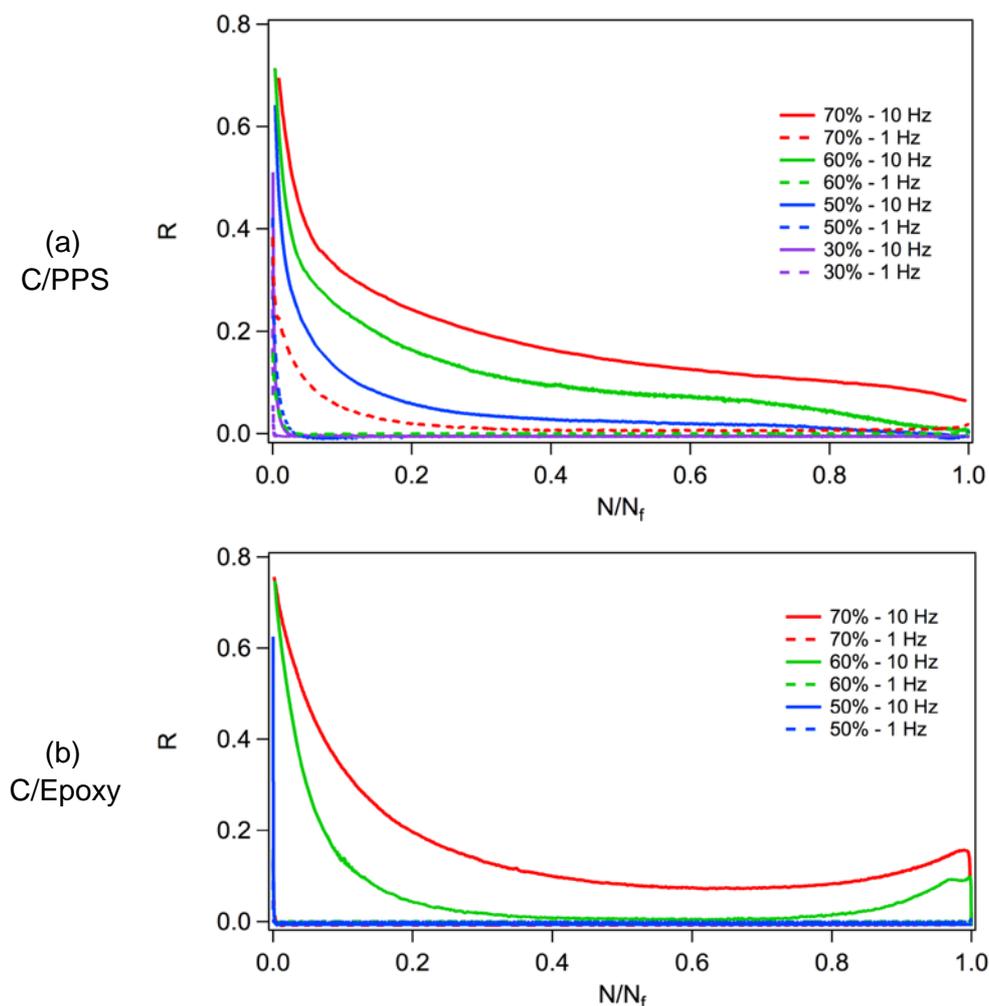


Figure III-17 : Evolution du ratio R lors des différents essais réalisés pour le stratifié C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

On remarque que la fréquence a très peu d'influence sur la durée de vie des stratifiés C/PPS quel que soit le niveau de contrainte appliquée (cf. Figure III-18 et Figure III-19). En effet, dans le cas des essais à 60 et 70% σ_u à 10Hz (cf. Figure III-17), l'effet du rapport R différent 0 doit être pris en compte (respectivement 0.1 et 0.2). L'étude bibliographique montre que pour des conditions d'essais identiques, l'augmentation du rapport R ($R > 0$) s'accompagne d'une durée de vie plus longue. Ainsi, la légère amélioration de la durée de vie pour les hautes fréquences peut-être expliquée par ce phénomène. Au contraire, l'augmentation de fréquence est particulièrement néfaste sur la durée de vie du C/Epoxy particulièrement à haut niveau de chargement ($\approx -100\%$ de durée de vie). Ces résultats suggèrent que plasticité et les effets du temps influencent de manière importante le comportement en fatigue des CMOs.

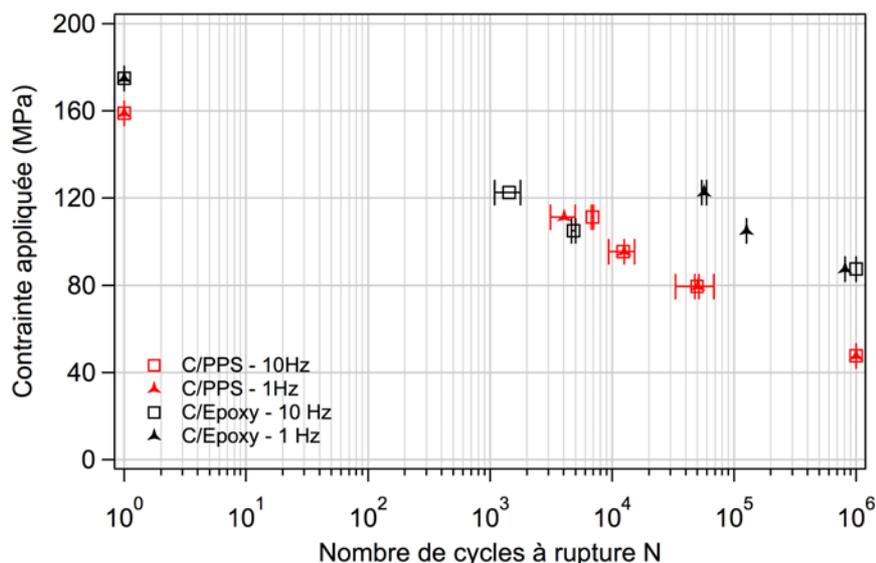


Figure III-18 : Diagramme contrainte appliquée vs durée de vie pour les stratifiés C/PPS et C/Epoxy à 1 et 10 Hz

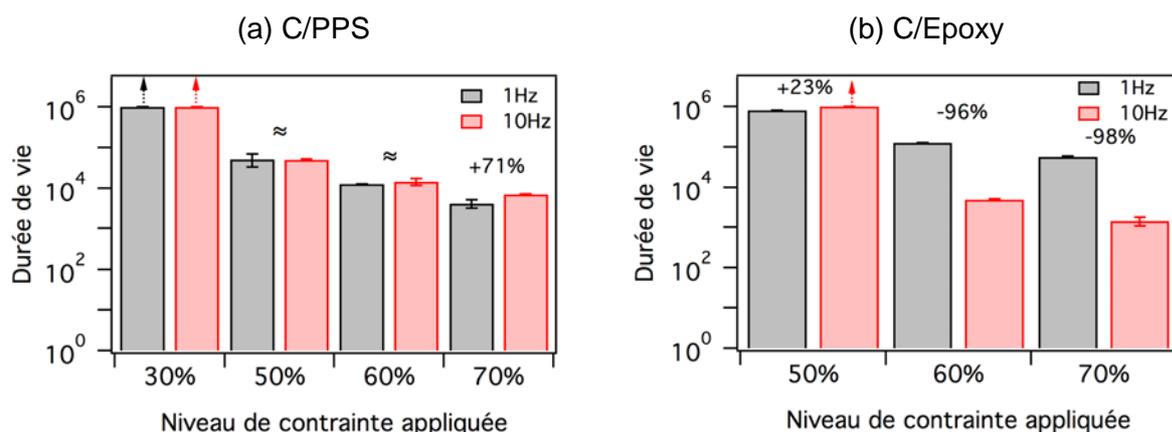


Figure III-19 : Influence de la fréquence sur la durée de vie en fatigue des stratifiés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

III.3.1.3 Analyse de l'apparition de l'endommagement

✓ Zones riches en matrice

L'observation microscopique de la tranche des échantillons révèle la structure du stratifié et notamment les torons de fibres (cf. Figure III-20). Cette vue met en évidence la présence de nombreuses zones riches en matrice. En fonction de la nature ductile de la matrice, ces zones vont jouer un rôle essentiel dans l'apparition et la propagation de l'endommagement au sein du matériau (cf. paragraphe II.3.5.4).

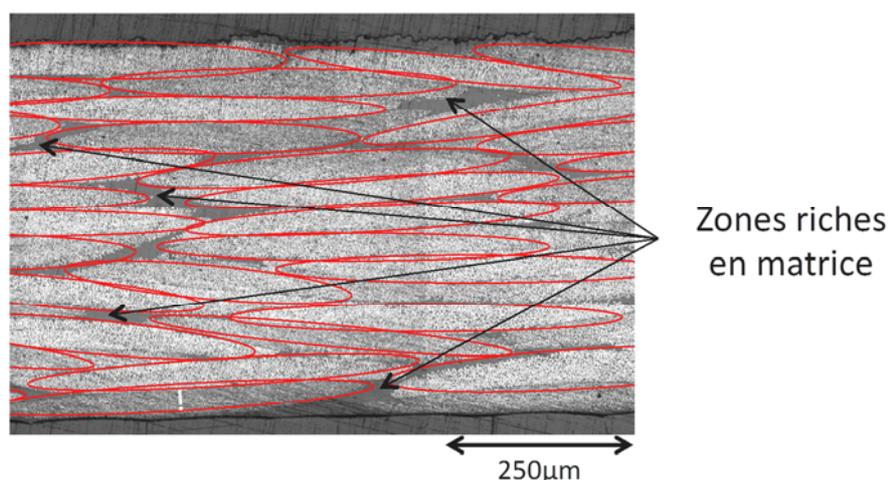


Figure III-20 : Mise en évidence des zones riches en matrice par observation microscopique d'une coupe transverse d'un stratifiés C/PPS [(+45,-45)]₇

✓ **Mécanismes d'endommagement et réorientation des fibres**

Afin de mettre en évidence les mécanismes d'endommagement aboutissant à la ruine du matériau, des observations macroscopiques (cf. Figure III-21) et microscopiques (cf. Figure III-23) ont été réalisées. Pour chaque matériau, les faciès de rupture sont similaires à ceux observés lors de chargements monotones (cf. paragraphe II.4.2). Ces observations suggèrent que les mécanismes mis en jeu (phénomène de rotation des fibres, plastification de la matrice, endommagement) suivent la même chronologie (cf. Figure III-22). La comparaison des faciès de rupture des matériaux indique une influence notable de la ductilité de la matrice.

Ainsi, dans le cas C/PPS, le comportement fortement ductile, se traduit par une plastification importante de la matrice PPS qui s'accompagne d'une rotation importante des fibres (respectivement 11 et 16° pour les essais à 1 et 10 Hz) (cf. Figure III-21-a). Ce phénomène de réorientation progressif induit une décohésion fibre/matrice et un délaminage important (cf. Figure III-21-a). Lorsque la plastification de la matrice n'est plus possible, des microfissures s'initient dans les zones d'ondulation entre les fibres sens chaîne et trame, qui deviennent le siège de surcontraintes. Les fronts de fissures constituent alors classiquement des sites préférentiels d'initiation de fissures ou de décohésion (interface fibre/matrice et interplis) favorisant la ruine par délaminage. Ainsi, la propagation de l'endommagement dépend de l'interaction avec les zones riches en matrice et le renfort fibreux et de la ductilité de la matrice qui contribue à ralentir la propagation des fissures. De plus, les vues macroscopiques et les observations MEB indiquent un splitting (fissuration longitudinales) généralisé intra et inter-torons qui semble plus important à faible fréquence de sollicitation (cf. Figure III-23-a). Les éprouvettes non rompues (cas de l'essai de fatigue à 30% σ_u) révèlent très clairement ce type de dommage à la surface des stratifiés suggérant une apparition de fissures longitudinales dès les premiers cycles du chargement.

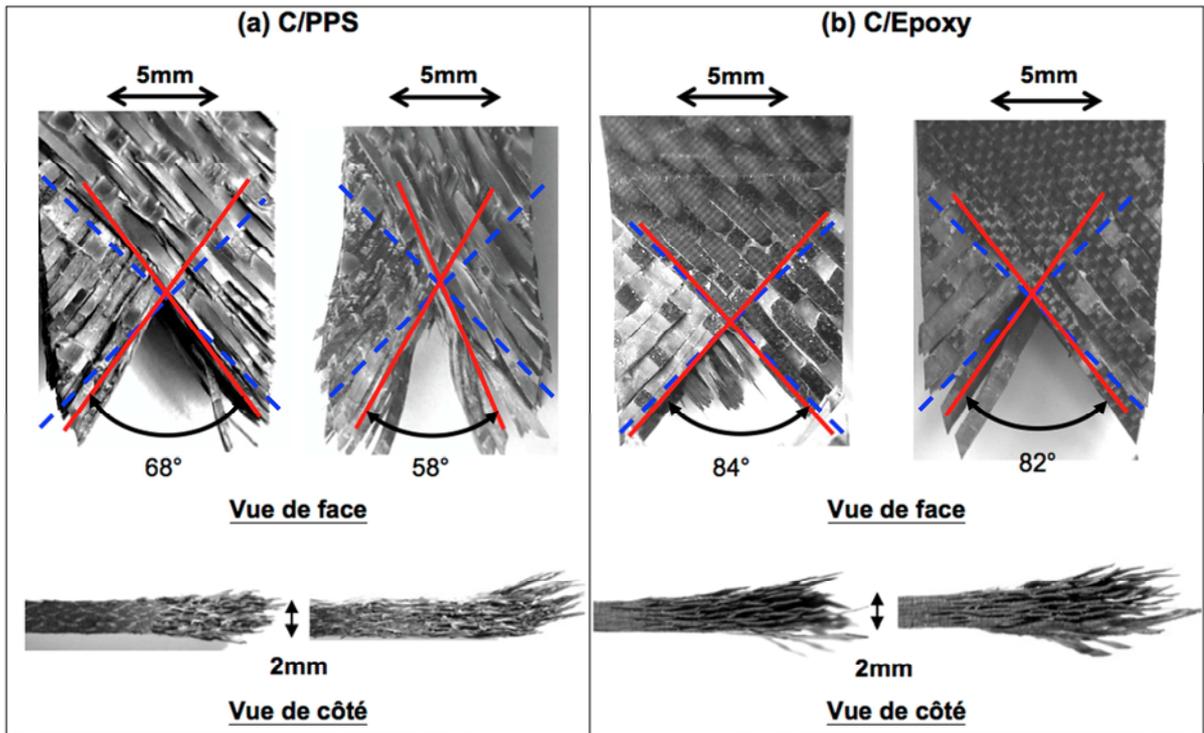


Figure III-21 : Observations des faciès de rupture (vue de face et latérale) - Essai de fatigue à $60\% \sigma_u$: C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

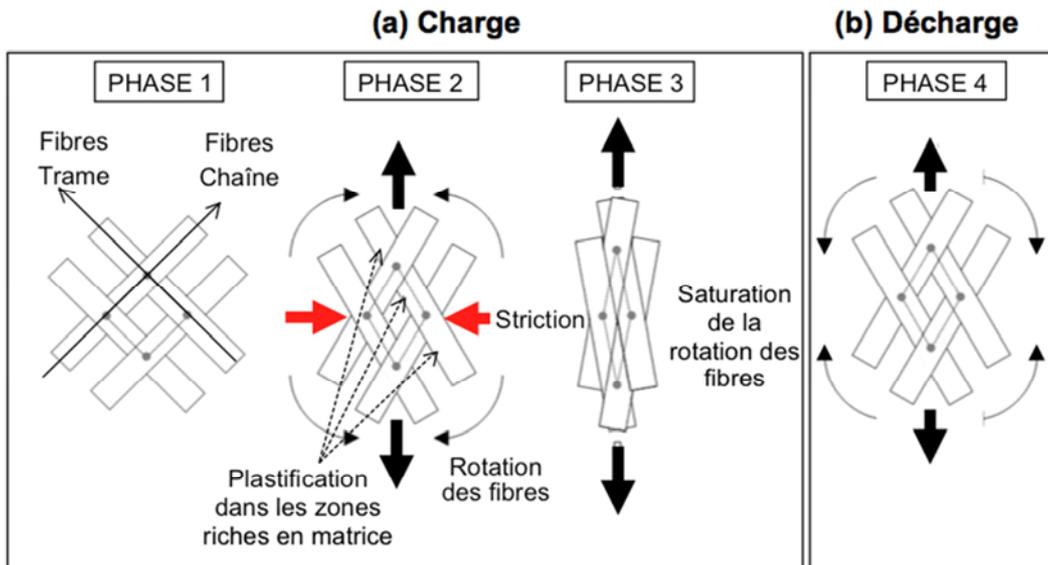


Figure III-22 : Illustrations des différentes phases du comportement d'un cycle de charge-décharge

Dans le cas du C/Epoxy, en raison du comportement moins ductile de la matrice époxy, la réorientation des fibres accompagnant la déformation plastique de la matrice est environ quatre fois plus faible comme le montre la Figure III-21-b (3° et 4° respectivement pour les essais à 1 et 10Hz). Contrairement au C/PPS, le splitting s'opère quasiment exclusivement à l'interface entre torons. En effet, la fissuration intra-toron est très modérée en raison de la bonne qualité de l'adhésion à l'interface fibres/matrice comparativement au C/PPS (cf. Figure III-23-b). Compte tenu de la faible ductilité de la matrice, les microfissures matricielles s'initient dans les zones d'ondulation-surcontraintes, et se propagent à l'interface des torons sous la forme de décohésions fibre/matrice provoquant un délaminage important,

ainsi qu'un déchaussement généralisé des fibres. A 10 Hz, les vues de face mettent en évidence une rupture préférentielle par décohésion et déchaussement des paquets de fibres les uns par rapport aux autres. En revanche, à 1 Hz, les fibres situées au centre de l'éprouvette ont tendance à se rompre tandis que le délaminage résultant des effets de bord se traduit par un déchaussement des torons externes.

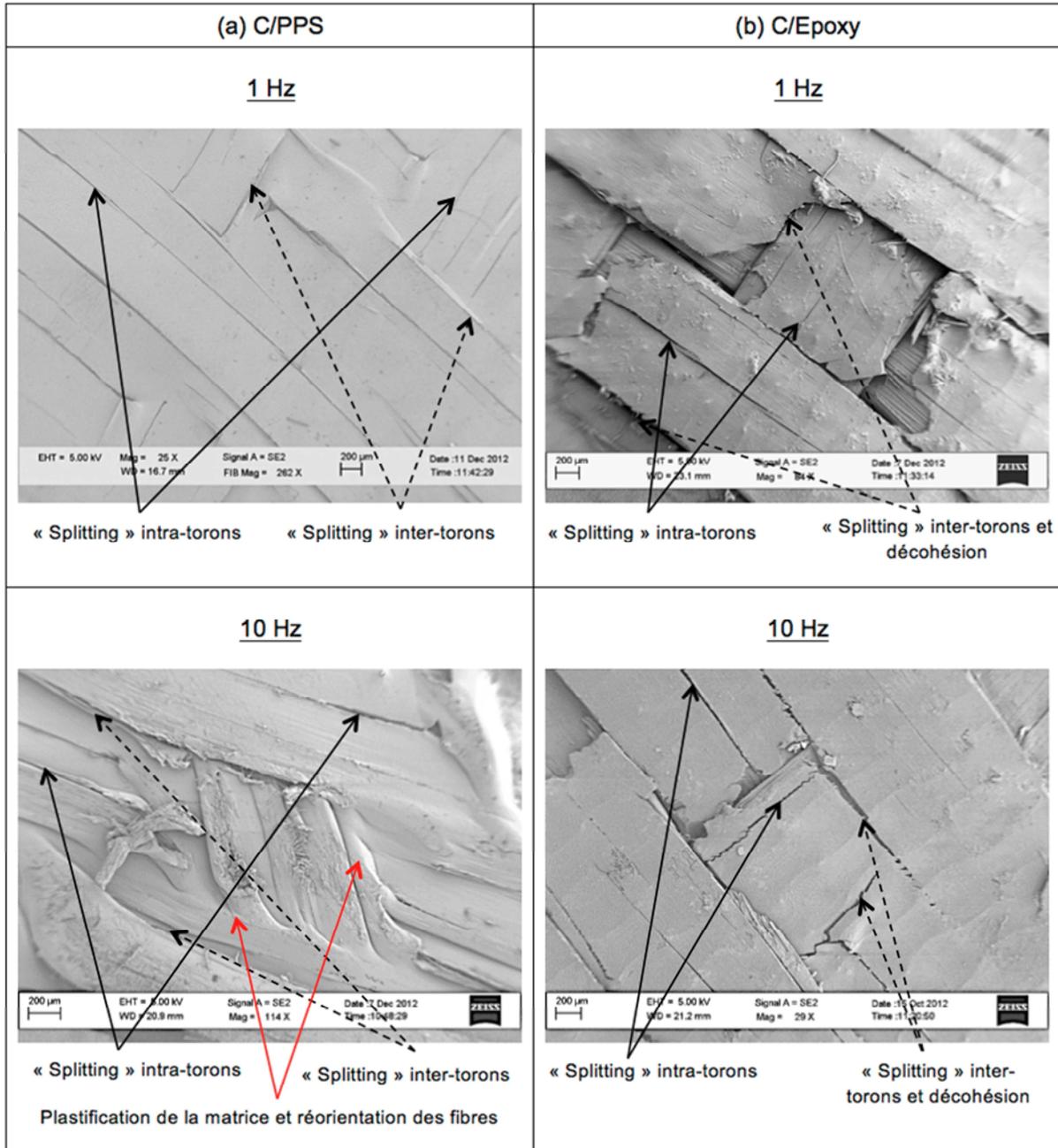


Figure III-23 : Observations MEB de l'endommagement dans les zones de chevauchement des fibres en fonction de la fréquence : (a) C/PPS et (b) C/Epoxy

Les observations précédentes permettent d'affirmer que le phénomène de réorientation des fibres joue un rôle prépondérant dans le comportement en fatigue des stratifiés étudiés, notamment pour le C/PPS. La Figure III-22 illustre les différentes phases du comportement lors d'un cycle de charge-décharge. En outre, ces phases permettent de justifier la forme des boucles d'hystérésis pendant un essai de fatigue (Figure III-24-a) : une forme de « banane » pour le C/PPS et une ellipse pour le C/Epoxy. La phase 1 correspond à

la configuration initiale d'un pli tissé à 45° sollicité longitudinalement. Ensuite, la phase 2 rend compte de la rotation progressive des torons qui tendent à s'aligner avec la direction de chargement lors de la plastification de la matrice. Cette phase s'accompagne d'un phénomène de striction. L'action de cisaillement induisant la rotation des fibres aboutit à une déformation permanente plus ou moins importante en fonction du niveau de chargement, alors que la chaleur produite par le matériau contribue plus ou moins à amplifier les phénomènes visqueux locaux. Dans le cas du C/PPS, la rotation s'effectue jusqu'à un seuil de saturation où l'amplitude de rotation maximale est d'environ 30° (Phase 3 - Figure III-22). On observe ce seuil à partir des angles de rotation maximum des torons relevés sur les observations macroscopiques des faciès de rupture (cf. Figure III-25). Même si cette technique n'est pas aussi précise qu'une évaluation par observation microscopique [Totry, 2010], elle est un bon indicateur de la plastification au sein du stratifié. Lorsque la saturation de la rotation est atteinte, on note sur les boucles d'hystérésis une rigidification secondaire (matérialisée par des pointillés bleus sur la Figure III-24-a) résultant du réalignement des fibres selon la direction de sollicitation. Cette rigidification secondaire s'accompagne de l'initiation de l'endommagement par fissuration matricielle ou inter-torons. La phase de décharge (Phase 4 - Figure III-22) est caractérisée par une désorientation progressive des fibres et une ouverture de la boucle d'hystérésis qui peut-être attribué au comportement viscoélastique de la matrice (cf. Figure III-24-a). Pour le C/Epoxy, la forme elliptique de sa boucle (Figure III-24-b) traduit de la faible ductilité du matériau qui ne permet qu'une faible réorientation des fibres. Ainsi, l'endommagement apparaît plus rapidement. A la décharge la boucle reste fermée en raison de l'absence de comportement viscoélastique.

Les essais de fatigue à haute fréquence visent à limiter les effets dépendants du temps sur le comportement cyclique des matériaux, ce qui est bien vérifié dans le cas du C/PPS. L'essai à basse fréquence est celui qui dissipe le plus d'énergie (cf. Figure III-24-a), principalement dû à la plastification de la matrice / rotation des fibres à la charge et au comportement viscoélastique très marqué du matériau à la décharge. Ainsi, dans le cas du C/Epoxy, ces effets étant négligeables, la fréquence a peu d'influence sur l'énergie dissipée. Ces interactions seront discutées plus en détails dans le paragraphe III.3.1.8.

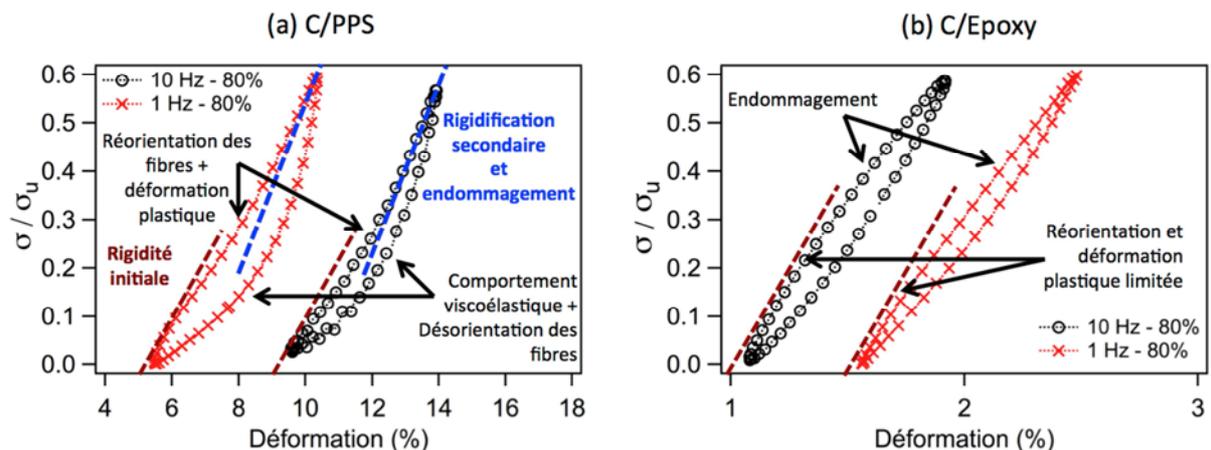


Figure III-24 : Comparaison de la forme des boucles d'hystérésis en fonction de la fréquence sur un essai de fatigue à $60\% \sigma_u$ pour le C/PPS (a) et le C/Epoxy (b)

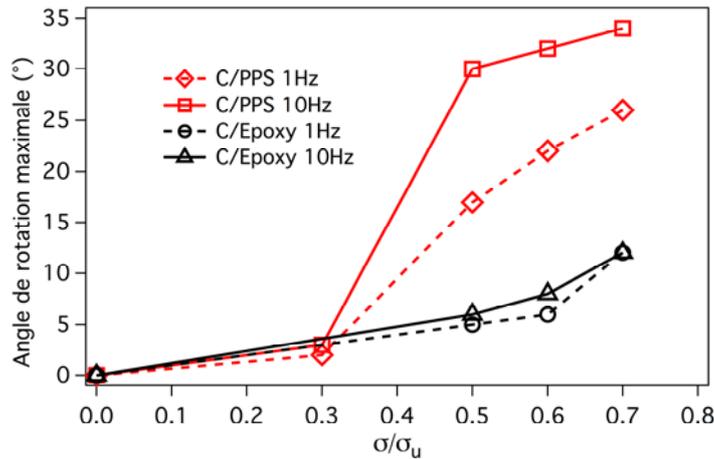


Figure III-25 : Evolution de la rotation des fibres lors d'essais de fatigue : (a) Influence de la fréquence pour chaque matériau

III.3.1.4 Evolution de la température

Afin de mesurer l'élévation de température induite par la dissipation d'énergie durant les essais de fatigue, un thermocouple est placé à la surface de l'éprouvette. La conductivité thermique des CMOs renforcés par des fibres de carbone est relativement faible, limitant la dissipation de la chaleur au sein du stratifié. Ainsi, une fréquence de sollicitation élevée va provoquer une élévation de température importante au cœur du stratifié pouvant amener la matrice dans un état fortement caoutchouteux. Compte-tenu de la température d'essai (120°C), la température approche 200°C (soit environ deux fois la T_g du matériau) pour les essais sur C/PPS à haute fréquence (cf. Figure III-26-a). Pour le C/Epoxy, la température n'excède pas 175°C pour les essais à haute fréquence (cf. Figure III-26-b), soit un niveau de température inférieur à la T_g du matériau (190°C). Le passage d'un état vitreux à un état très caoutchouteux de la matrice PPS lors de l'élévation de température altère le comportement en fatigue mécanique du stratifié. Cet aspect est prépondérant du point de vue de l'analyse des résultats. Par ailleurs, il justifie la difficulté qu'a la machine à trouver la consigne dans la phase initiale de chargement (cf. paragraphe III.3.1.2). Au contraire, les essais à faible fréquence sont caractérisés par une chaleur produite moindre qui se traduit par des augmentations de l'ordre de 20°C.

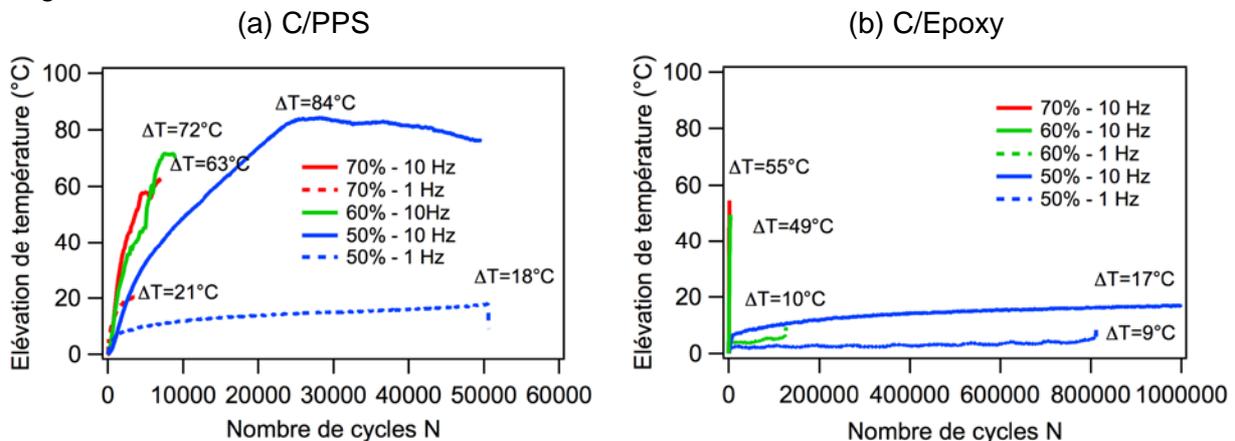


Figure III-26 : Elévation de température au cours d'essais de fatigue pour le C/PPS (a) et le C/Epoxy (b)

Le comportement ductile des zones riches en résine a un impact significatif sur le comportement en fatigue des stratifiés à plis orientés (cf. paragraphe III.3.1.3). L'augmentation de température générée lors d'un chargement cyclique amplifie la ductilité et les effets dépendants du temps de la matrice. Ainsi, le mécanisme de plastification de la matrice contribue à réduire et à ralentir d'autant plus l'initiation et la propagation des fissures matricielles, ainsi que des décohésions (inter- et intra-laminaires) par atténuation des concentrations de contraintes dans les zones de chevauchement, pouvant justifier une augmentation de la durée de vie du matériau. Les travaux de Petermann confirment la prépondérance de ces mécanismes [Petermann, 2004]. Il ressort également qu'une augmentation du taux de déformation (et donc de la fréquence) limite l'accommodation des contraintes dans la matrice. En outre, l'augmentation de température entraîne la plastification de la matrice et amplifie les effets visqueux s'accompagnant d'une rotation des fibres plus marquée. Plus particulièrement, le phénomène de fluage cyclique semble avoir une part non-négligeable dans l'évolution de la déformation cumulée (cf. paragraphe III.4). En effet, lors d'un essai de fatigue avec un ratio $R > 0$, les échantillons sont soumis à une contrainte moyenne positive, qui se traduit par un fluage cyclique. Selon les cas, la chaleur générée par les essais de fatigue peut accroître ce mécanisme, notamment dans les zones riches en matrice. Plusieurs études soulignent que la durée de vie des stratifiés à matrice TP est étroitement liée à cette déformation cumulée [Renz, 2010] [Avanzini, 2013].

III.3.1.5 Endommagement cumulé

Pour des raisons explicitées au paragraphe III.3.1.2, le ratio n'est pas toujours constant au cours des essais à hautes fréquences (cf. Figure III-17). En accord avec la littérature, quand le ratio R est supérieur à 0, la croissance de l'endommagement est ralentie au cours de l'essai, contribuant ainsi à allonger la durée de vie [Petermann, 2002a] [Harris, 2003] [Epaarachchi, 2003] [Plumtree, 2010]. Dans notre cas, quand $R > 0$ (ce qui est réellement appliqué), l'accumulation est plus lente que celle qui devrait être observée à $R = 0$. L'utilisation du concept d'accumulation d'endommagement permet alors de comparer la vitesse d'apparition du dommage en fatigue en fonction des deux fréquences et des niveaux de charge étudiés. Même si cette approche simple est une estimation relativement approximative compte tenu de la complexité des mécanismes d'endommagement au sein des matériaux composites, elle est intéressante pour évaluer l'endommagement au cours de l'essai. Généralement, cette expression macroscopique de l'accumulation d'endommagement est basée sur la diminution de la rigidité au cours de la sollicitation en fatigue. Cependant, cette expression n'est pas jugée adaptée pour des stratifiés présentant une réorientation des fibres marquée et une déformation cumulée importante [Petermann, 2004]. Dans ce cas, la déformation est une grandeur alternative à la rigidité pour rendre compte de la dégradation en fatigue du matériau [Montesano, 2012] [Petermann, 2004]. Elle est calculée à chaque cycle de fatigue par $\varepsilon_{moy}(N) = [\varepsilon_{max}(N) + \varepsilon_{min}(N)]/2$. Ainsi, l'accumulation de l'endommagement $d(N)$ au cours de la sollicitation cyclique peut être représentée par l'expression :

$$d(N) = \frac{\varepsilon_{moy}(N) - \varepsilon_{moy}(0)}{\varepsilon_{moy}(N_f) - \varepsilon_{moy}(0)} \quad (\text{Eq. III.3})$$

Avec $\varepsilon_{moy}(0)$ et $\varepsilon_{moy}(N_f)$ qui sont respectivement les déformations moyennes initiale et finale. Cette expression donne un endommagement cumulé variant entre 0 et l'unité. A partir de cette définition, il est possible de comparer l'influence de la fréquence de sollicitation sur l'accumulation de l'endommagement au sein des deux matériaux (voir Figure III-27).

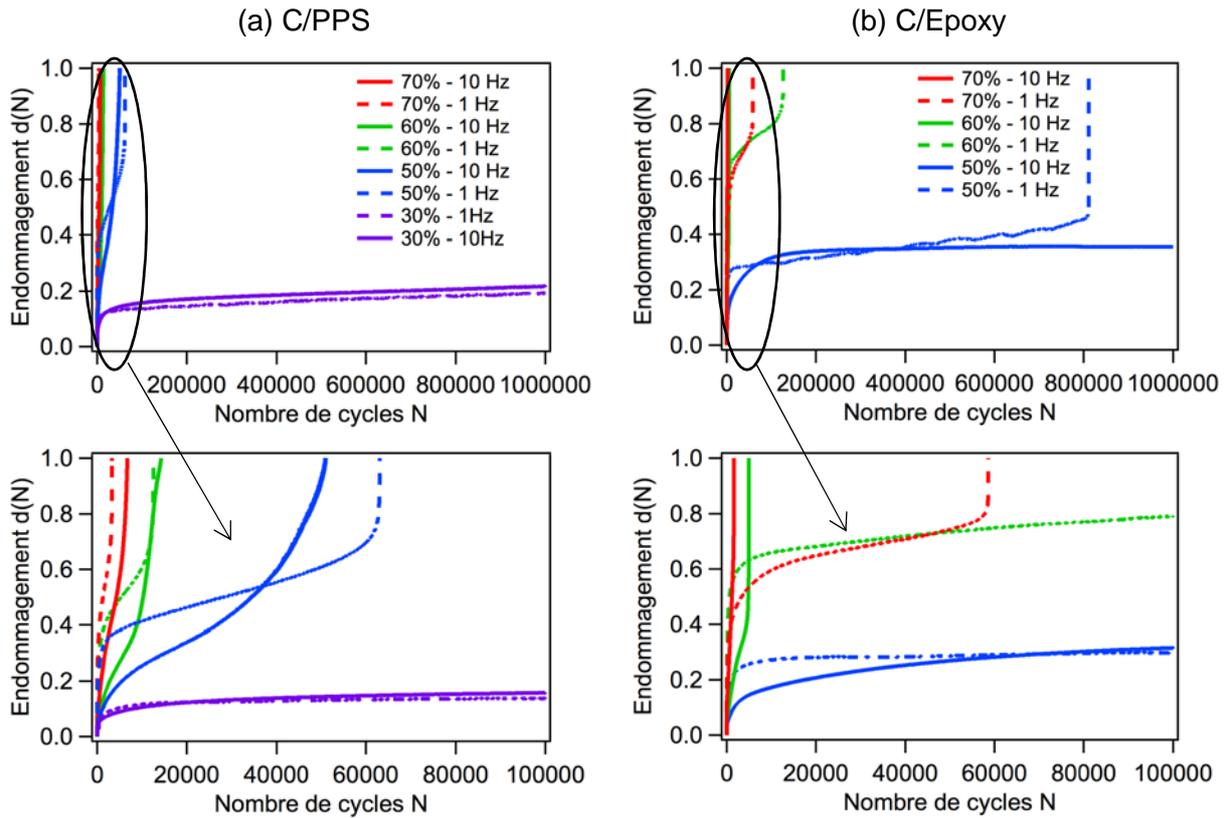


Figure III-27 : Accumulation de l'endommagement au cours d'essais de fatigue à différentes fréquences pour des stratifiés à plis croisés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Dans les deux matériaux, l'endommagement apparaît très rapidement lors des premiers cycles. L'effet de la fréquence dépend du niveau de charge appliqué mais aussi du type de matériau. Pour le C/PPS, une fréquence faible accélère l'apparition de l'endommagement. Mais, cet effet semble s'atténuer lorsque le niveau de contrainte diminue ($30\% \sigma_u$). En revanche, une fréquence élevée accélère l'endommagement pour le C/Epoxy. Comme pour le C/PPS, l'effet s'atténue à faible niveau de chargement. La forme globale de ces courbes suggère un comportement en fatigue en trois phases :

- Pendant la première phase, le comportement en fatigue est dominé par la rotation des torons accompagnant la déformation plastique de la matrice. Quand la consigne est atteinte (ou presque), l'endommagement s'initie sous forme de microfissures dans les zones de chevauchement entre fibres. Dans le C/PPS, le comportement très ductile de la matrice engendre une rotation des fibres très marquée. Cette rotation aboutit alors une fissuration précoce dans les zones de chevauchement, particulièrement pour le C/Epoxy. L'observation des faciès de rupture (cf. Figure III-21) indique que des fissures intra et inter-torons apparaissent en surface, dès les premiers cycles de fatigue.
- La deuxième phase du comportement de fatigue est caractérisée par une accumulation lente et progressive de l'endommagement. Cependant, la cinétique d'endommagement semble s'accélérer à niveau de charge croissant (cf. Figure III-27). Après initiation dans les zones de chevauchement, l'endommagement progresse lentement, cycle après cycle. Dans le C/PPS, cette progression est ralentie par la ductilité et une plus grande ténacité des zones riches en matrice. Dans le

C/Epoxy, la fissuration matricielle et interfaciale est plus rapide, en raison du comportement moins ductile et moins tenace de la résine Epoxy. Enfin, dans cette phase, l'accumulation progressive de l'endommagement, dans le C/PPS, peut être associée au phénomène de fluage cyclique évoqué précédemment [Renz, 2010] [Avanzini, 2013]

- La dernière phase correspond à une progression rapide et soudaine de l'endommagement sous la forme de décohésions et de fissures inter-laminaires causant un délaminage important et le déchaussement généralisé des torons dans le C/Epoxy, aboutissant finalement à la ruine du matériau. Sur la Figure III-21, il apparaît que le délaminage est plus étendu dans le C/Epoxy que dans le C/PPS, et résulte d'une initiation précoce et rapide de l'endommagement qui se généralise dans l'éprouvette. La fréquence de sollicitation amplifie ces mécanismes d'endommagement, se traduisant par une diminution spectaculaire de la durée de vie à 10Hz soit 96% de moins que l'essai à 1 Hz (cf. Figure III-19-b).

En conclusion, on peut dire que le rapport de contraintes R non-constant imposé lors des essais de fatigue, à haute fréquence, ne devrait pas influencer les conclusions concernant l'influence de la plasticité et des effets du temps (fortement liés à la fréquence de sollicitation) sur l'endommagement cumulé. Ainsi, on peut raisonnablement considérer que pour le ratio souhaité (R=0), l'analyse qualitative et quantitative précédente reste vraie.

III.3.1.6 Corrélation comportement en fatigue – Evolution de l'endommagement

Cette chronologie de l'endommagement montre que les comportements sous chargement monotone et de fatigue sont très similaires. Les mécanismes d'endommagement mis en jeu (fissurations matricielles, décohésion et délaminage) semblent avoir pour origine commune, les zones de chevauchement entre fibres. Dans le but de mieux comprendre la contribution de l'endommagement sur le comportement en fatigue des deux matériaux, il est intéressant d'étudier la corrélation entre le niveau d'endommagement et la fréquence de sollicitation, lors d'un essai de fatigue à 60% σ_u (cf. Figure III-28 et Figure III-29). L'idée est de suivre l'endommagement correspondant à chaque boucle contrainte-déformation à différents stades de la vie en fatigue.

Pour le C/PPS, les deux fréquences d'essais donnent des durées de vie similaires, mais se différencient nettement en terme d'endommagement cumulé, mais aussi du point de vue de la forme et de la position des boucles d'hystérésis (cf. Figure III-28). Ainsi, l'endommagement cumulé reste plus important à 1Hz entre 20 et 80% de la durée de vie, avec une augmentation graduelle par incrément de 10%. Dans le même temps, les boucles d'hystérésis se déplacent de manière régulière et modérée le long de l'axe des déformations. L'ouverture de la boucle observée dans le cas du C/PPS (cf. paragraphe III.3.1.2 et Figure III-24) au cours de l'essai, peut être attribuée au comportement viscoélastique, lequel est plus significatif à basse fréquence.

Pour établir la corrélation entre le comportement en fatigue et l'évolution de l'endommagement, on peut reconsidérer les trois phases précédemment explicitées. La première phase correspond à une apparition initiale de l'endommagement très rapide, particulièrement pour les essais à basse fréquence. La seconde phase du comportement en fatigue se caractérise par un taux d'endommagement constant suggérant une accumulation

de déformation de fluage pendant le chargement cyclique. Enfin, la dernière phase de la durée de vie se caractérise par une accélération du taux d'endommagement sans modification notable de la forme des boucles.

De 20 à 80% de la durée de vie, la déformation permanente, beaucoup plus importante à 10Hz, ne semble pas être reliée à l'endommagement en fatigue car le dommage cumulé est inférieur à celui à 1Hz. En revanche, elle semble être associée aux mécanismes de réorientation des fibres / plastification de la matrice. Ainsi, cette observation suggère que le comportement en fatigue des stratifiés C/PPS à $T > T_g$ est principalement associé à la rotation des fibres / déformation plastique et fluage cyclique (phase de charge) et à la désorientation des fibres / réponse viscoélastique de la matrice (phase de décharge), plutôt qu'à l'endommagement progressif. Cependant, à haut niveau de chargement et haute fréquence (typiquement $70\% \sigma_u$ et 10Hz), le ratio n'est jamais constant au cours de l'essai (R diminue de 0.7 à 0.1 environ – cf. Figure III-17), justifiant une durée de vie plus longue en accord avec les conclusions de la littérature [Petermann, 2002a] [Harris, 2003] [Epaarachchi, 2003] [Plumtree, 2010].

Dans le cas du C/Epoxy, l'endommagement dépend fortement de la fréquence de sollicitation qui accélère la croissance du dommage (cf. Figure III-29). Cependant, et comme pour le C/PPS, les sollicitations à basse fréquence entraînent un endommagement initial plus important (60% pour 1Hz contre 5% pour 10Hz). La seconde phase du comportement en fatigue est caractérisée par une augmentation faible et stable de l'endommagement traduisant une translation modérée des boucles le long de l'axe des déformations (bien plus faible que pour le C/PPS). La cinétique d'endommagement est plus rapide à 10Hz qu'à 1Hz. Ainsi, la progression plus rapide de la déformation permanente observée à 10Hz se justifie alors d'avantage par l'endommagement que par l'accumulation de déformation en fluage cyclique. Cette interprétation est cohérente avec une durée de vie plus courte à haute fréquence et confirme également l'observation précédente (cf. paragraphe III.3.1.2) à savoir que la durée de vie en fatigue est pilotée par la déformation (cf. Figure III-29-a). Ainsi, le comportement en fatigue des stratifiés C/Epoxy à $T < T_g$ est principalement associé à l'accumulation de l'endommagement au sein du matériau plutôt qu'à la réorientation des fibres / déformation plastique / fluage cyclique.

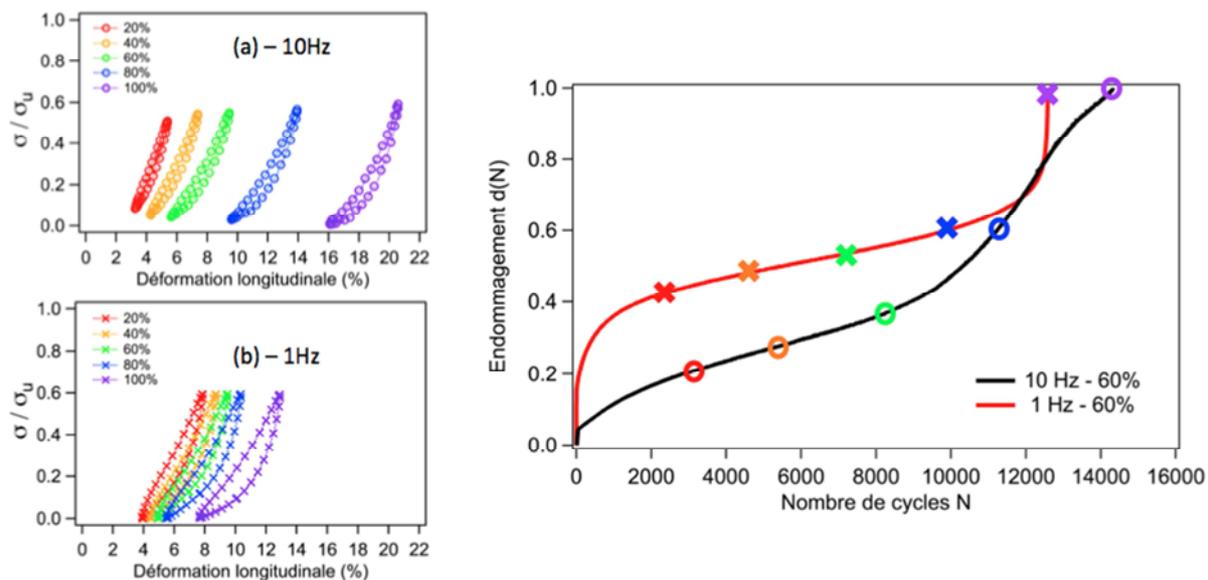


Figure III-28 : Corrélation entre comportement en fatigue et accumulation d'endommagement au cours d'un essai de fatigue à 60% σ_u sur stratifiés C/PPS à 10Hz (a) et 1Hz (b)

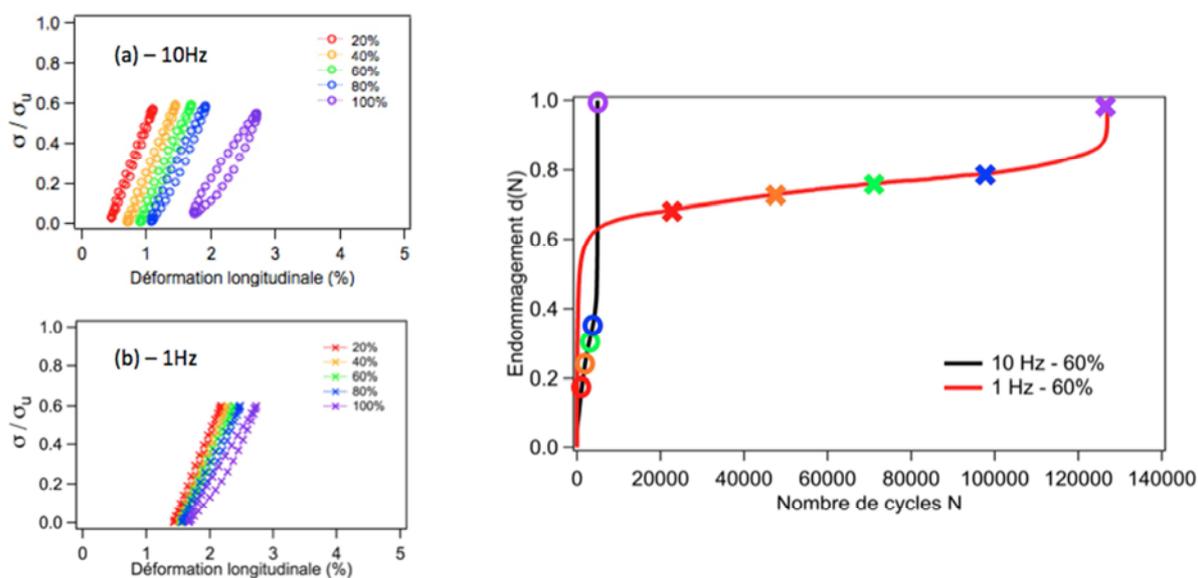


Figure III-29 : Corrélation entre comportement en fatigue et accumulation d'endommagement au cours d'un essai de fatigue à 60% σ_u sur stratifiés C/Epoxy à 10Hz (a) et 1Hz (b)

III.3.1.7 Modèle analytique d'endommagement cumulé

Dans la littérature, plusieurs auteurs ont proposé des modèles d'accumulation d'endommagement au cours d'un essai de fatigue dans les CMOs [Meraghni, 1995] [Gao, 1999] [Loverich, 2000] [Van Paepegem, 2002] [Chen, 2009] [Hochard, 2010]. Parmi les modèles macroscopiques, on citera l'approche de Ladevèze et al., basée sur un endommagement anisotrope, et développée pour des composites UD à matrice TD [Ladeveze, 1992]. Afin de pouvoir rendre compte des trois phases principales de l'endommagement en fatigue des matériaux composites à matrice TP, Nouri et al. ont proposé un modèle construit dans le cadre de la mécanique de la rupture [Nouri, 2009]. Extension du modèle de Ladeveze et Le Dantec, cette approche combine une loi puissance de Norton et une loi exponentielle pour exprimer le taux d'apparition de l'endommagement à partir des forces thermodynamiques associées. Outre ces modèles s'inscrivant dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, il existe des théories d'endommagement cumulé [Miner, 1945] [Tang, 2000] [Mao, 2002]. Ce dernier modèle a été mis en œuvre notamment pour prédire le comportement en fatigue à haute température de stratifiés tissés [Montesano, 2012]. Il est utilisé ici afin de décrire de manière simple la dégradation en fatigue au sein des deux matériaux (C/PPS et C/Epoxy). Cette formulation est basée sur une fonction non-linéaire qui dépend du nombre de cycles, permettant de rendre compte des trois phases de l'accumulation d'endommagement en fatigue [Mao, 2002] :

$$d(N) = q \left(\frac{n}{N} \right)^{m_1} + (1 - q) \left(\frac{n}{N} \right)^{m_2} \quad (\text{Eq. III.4})$$

où $d(N)$ est l'accumulation d'endommagement normalisée ; q , m_1 et m_2 sont des paramètres matériaux ; N est le nombre de cycle en cours ; et N_f est la durée de vie correspondant au niveau de charge appliqué.

Le premier terme permet de rendre compte de l'endommagement initial en ajustant la valeur du paramètre $m_1 < 1$. Le second terme régit l'évolution de l'endommagement dans la dernière phase avec un paramètre $m_2 > 1$. Les paramètres de ce modèle (q , m_1 , m_2) ont été identifiés à partir de l'essai de fatigue à $60\% \sigma_u$ (cf. Tableau III-3). On peut souligner que les paramètres sont dépendants de la fréquence mais pas du niveau de chargement. Les résultats du modèle sont comparés aux évolutions de l'endommagement issues des mesures expérimentales (cf. Figure III-30). Ainsi, ce modèle analytique simple permet de bien rendre compte de l'accumulation d'endommagement pour les stratifiés C/PPS lors d'une sollicitation en fatigue. Dans le cas du C/Epoxy, la capacité prédictive du modèle est moins bonne (Figure III-30-b).

Tableau III-3 : Paramètres identifiés du modèle de Mao

	C/PPS		C/Epoxy	
	1 Hz	10 Hz	1 Hz	10 Hz
m_1	0.24	0.31	0.09	0.60
m_2	41.17	2.86	44.38	158.75
q	0.63	0.33	0.81	0.40

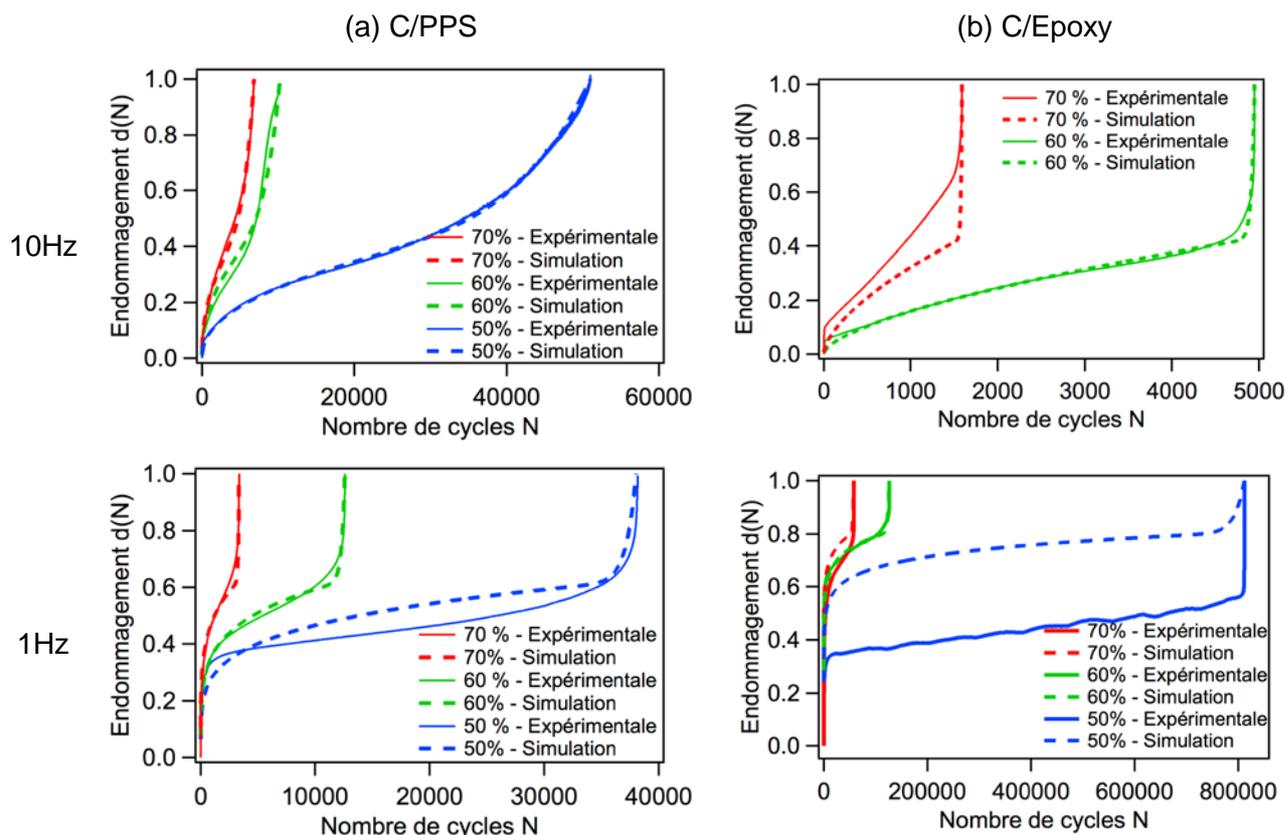


Figure III-30 : Evolution de l'endommagement cumulé lors d'essai de fatigue – comparaison modèle vs mesure expérimentale : C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

III.3.1.8 Interaction entre plasticité, effets visqueux et endommagement en fatigue

La quantité d'énergie autogène dissipée (ou chaleur hystérétique) lors d'un chargement de fatigue dépend d'un grand nombre de facteurs [Al-Hmouz, 1997] : les conditions de chargement (niveaux de chargement, fréquence, ...) , le type de comportement (viscoélastique, viscoplastique, plastique, ...) qui dépend très largement du type de matrice et de la température d'essai, mais aussi les caractéristiques thermiques (comme la conductivité thermique, l'épaisseur ou encore la géométrie) ainsi que le mode d'endommagement en fatigue du matériau (cinétique de propagation de l'endommagement). Lors d'un essai de fatigue, différents mécanismes d'endommagement peuvent s'activer au sein des matériaux composites. Cet endommagement influence significativement la production de chaleur au sein du stratifié en augmentant la contrainte effective s'exerçant dans les régions vierges, tout en amplifiant les pertes hystérétiques [Al-Hmouz, 1997] [Xiao, 1998] [De Baere, 2008] [Montesano, 2012]. Dans le même temps, des mécanismes dépendants du temps peuvent s'opérer dans les zones riches en résine.

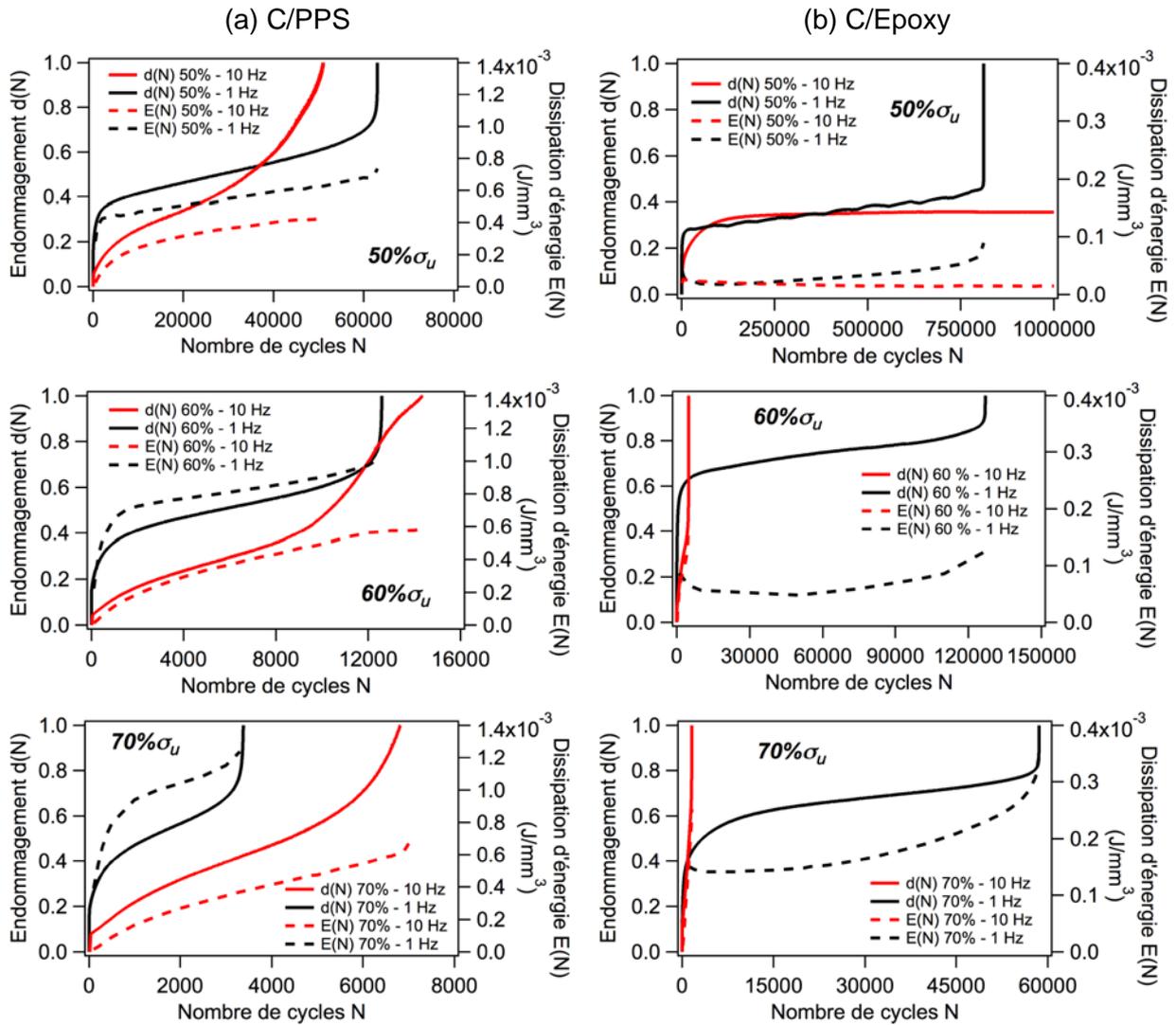


Figure III-31 : Evolution de l'endommagement et de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue à différents niveaux de contrainte maximale en fonction de la fréquence de sollicitation pour des stratifiés à plis orientés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

La question qui se pose est alors de comprendre dans quelle mesure l'effet combiné d'une température élevée et de la chaleur autogène induites lors d'essais de fatigue à haute fréquence, influence le comportement de la matrice (ductilité et effets du temps). Comme annoncé dans le paragraphe III.3.1.4, il est intéressant de comparer l'énergie dissipée à chaque cycle avec l'endommagement cumulé $d(N)$ lors d'essais de fatigue (cf. Figure III-31). Cette comparaison est pertinente par le fait que le calcul de la variable d'endommagement est basé sur la déformation moyenne vue par le matériau à chaque cycle, prenant en compte la translation de cette dernière le long de l'axe des déformations et le possible abattement de rigidité apparente. L'énergie dissipée correspond à la surface (intégrale) de la boucle contrainte-déformation, exprimée en J/mm^3 . Les mécanismes identifiés précédemment pour justifier l'évolution et la forme des boucles (cf. paragraphe III.3.1.3), vont ainsi conditionner l'évolution de l'énergie dissipée lors du chargement cyclique. Ainsi, lors de la comparaison des courbes, il apparaît que le dommage cumulé et la dissipation d'énergie présentent une bonne corrélation notamment dans le cas du C/PPS. L'énergie dissipée dépend clairement de la nature de la matrice. En effet, l'énergie dissipée par le C/PPS est environ 3 à 4 fois plus élevée que celle dissipée par le C/Epoxy (cf. Figure III-31-a). De plus, pour le C/PPS,

les essais à faible fréquence semblent dissiper plus d'énergie que pour les essais à haute fréquence, alors que la fréquence semble avoir moins d'influence dans le cas du C/Epoxy. Cette observation suggère un rôle important des mécanismes visqueux associés à la matrice dans le phénomène de dissipation d'énergie mécanique. Comme pour l'évolution de l'endommagement, la dissipation d'énergie se décompose en 3 phases. L'énergie dissipée augmente très rapidement dans la première phase. La plastification de la matrice et la rotation des fibres apparaissent comme étant les principales causes de cette forte augmentation. Assez rapidement, la rotation des fibres va atteindre un seuil de rotation (cf. paragraphe III.3.1.3) qui traduit une déformation plastique moindre de la matrice et ainsi une stabilisation de l'énergie dissipée dans la seconde phase, conformément aux conclusions de Montesano et al. [Montesano, 2012]. Les mécanismes étant peu marqués dans les stratifiés C/Epoxy, la dissipation d'énergie reste bien plus faible que dans le C/PPS. (cf. Figure III-31-b). En effet, l'endommagement en fatigue semble moins contribuer que les effets dépendant du temps à dissiper la chaleur autogène. Finalement, la dernière phase se caractérise par une brusque augmentation de l'énergie dissipée résultant de l'accélération de l'endommagement précédant la ruine du matériau. En conclusion, cette évolution en trois temps confirme que l'énergie dissipée est principalement associée aux mécanismes de réorientation des fibres / plastification de la matrice (phase de charge) et désorientation des fibres / comportement viscoélastique de la matrice (phase de décharge), davantage qu'à l'endommagement.

III.3.1.9 Bilan du comportement en fatigue des stratifiés [(+45,-45)]₇

Le travail présenté dans cette partie a été exploité dans le cadre d'une publication soumise à la revue Composites PartA. L'étude du comportement en fatigue des stratifiés [(+45,-45)]₇ permet de comprendre la contribution des plis orientés à 45° dans des empilements plus classiquement utilisés dans l'industrie, tels qu'une stratification QI [(0,90)/(+45)/(0,90)/(-45)/(0,90)/(-45)/(0,90)]. En effet, la présence de régions riches en matrice dans les zones de chevauchement, la ductilité de la matrice et les effets dépendants du temps qui lui sont associés (notamment à $T > T_g$), jouent un rôle prépondérant dans le comportement en fatigue des stratifiés en influençant les scénarii d'endommagement. L'énergie mécanique dissipée au cours des boucles d'hystérésis est plus élevée dans le cas du C/PPS que celui du C/Epoxy, induisant une génération de chaleur plus importante au sein du matériau. Cette chaleur autogène combinée à une température d'essai élevée va amplifier les effets de la plasticité et des mécanismes visqueux sur le comportement en fatigue du C/PPS. Au contraire, dans le cas du C/Epoxy, le comportement en fatigue à $T < T_g$ semble associé à l'accumulation cyclique de l'endommagement, qui s'accélère spectaculairement à haute fréquence et se traduit par une diminution de la durée de vie à haut niveau de chargement ($\approx -100\%$). L'atténuation des surcontraintes locales dans la matrice résultant de la plastification contribue à retarder l'initiation et donc la propagation des dommages (fissures matricielles, décohésion fibre/matrice) et justifie ainsi un allongement de la durée de vie en fatigue du matériau. Ainsi, l'augmentation de la fréquence de sollicitation a peu d'influence sur la durée de vie du C/PPS, excepté à haut niveau de chargement (car R reste strictement positif).

Par ailleurs, le concept d'accumulation d'endommagement a permis d'évaluer quantitativement l'endommagement en fatigue en fonction du nombre de cycles. Pour les

deux matériaux, bien que la chronologie d'endommagement soit différente, le comportement en fatigue se décompose en trois phases : (i) l'endommagement apparaît rapidement au sein du matériau sous forme de microfissures préférentiellement à l'interface entre fibre et matrice dans les zones d'ondulations – (ii) la seconde phase est caractérisée par une diminution du taux d'endommagement – (iii) l'endommagement (décohésion et fissures inter-laminaires) se généralise rapidement au sein du matériau entraînant un délaminage important, ainsi qu'un déchaussement de fibres sur toute la largeur de l'éprouvette, menant à la ruine. Finalement, la connaissance du comportement en fatigue des stratifiés à plis croisés est essentielle pour appréhender le comportement en fatigue de stratifiés QI. La dernière étape du travail sur les stratifiés à plis orientés consistera à étudier l'interaction fluage/fatigue au cours d'un chargement cyclique dans le but de mieux comprendre dans quelle mesure un pré-chargement de type fluage contribue à ralentir l'accumulation d'endommagement au sein du matériau (cf. paragraphe III.4) [Petermann, 2004].

III.3.2 Stratifiés QI

L'étude du comportement en fatigue de stratifiés à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ a permis de mettre en évidence le rôle prépondérant des zones riches en matrice et des plis à 45° dans le comportement en fatigue de composites C/TP sollicités à $T > T_g$. Ces résultats vont permettre de mieux appréhender les mécanismes d'endommagement en fatigue des stratifiés QI qui possèdent 43% de plis orientés à 45° . Après une étude du comportement global en fatigue, une analyse fractographique est étayée par des observations microscopiques (à différents instants de la durée de vie) afin de mieux comprendre la chronologie des mécanismes d'endommagement dans les stratifiés QI. Enfin, le concept d'accumulation d'endommagement sera exploité pour évaluer quantitativement l'évolution de l'endommagement au cours de la vie en fatigue.

III.3.2.1 Comportement monotone

Lors des essais de fatigue sur stratifiés QI, trois niveaux de contrainte maximale (70, 80 et 90% de σ_u) ont été appliqués pour les deux matériaux. Ces niveaux sont choisis en accord avec les différents mécanismes activés lors d'un chargement monotone [Vielle, 2011] (cf. Figure III-32). Sur cette figure, la ligne pointillée représente la pente à l'origine des courbes, correspondant à une réponse purement élastique. Elle met en évidence une légère perte de linéarité en fin de chargement. Ce phénomène est dû à la plastification locale des plis orientés à 45° , plutôt qu'à la rupture progressive des fibres à 0° [Vielle, 2011]. Cependant, le phénomène de plastification de la matrice dans ces plis est grandement limité par le comportement élastique-fragile des fibres à 0° . A 120°C , la ductilité des deux matrices est accrue mais la réponse globale du matériau reste dominée par les fibres, rendant le comportement sous chargement monotone très peu dépendant de la nature de la matrice utilisée. Cependant, l'analyse fractographique des éprouvettes révèle un mode de rupture fragile avec des fissures longitudinales associées à la rupture des fibres à 0° et 45° pour le C/Epoxy. Au contraire, le stratifié C/PPS présente un faciès en peigne (caractérisé par une décohésion et un déchaussement importants des fibres à 45°), faciès révélateur d'une faible adhésion à l'interface fibre/matrice.

Les niveaux de chargement appliqués en fatigue sont choisis en fonction de la limite d'endurance du stratifié C/PPS, i.e. le niveau de contrainte donnant une durée de vie supérieure à 1 million de cycles. Cette limite semble correspondre à la contrainte seuil où la

perte de linéarité est observée ($\approx 70\% \sigma_u$). Les deux autres niveaux (80% et 90% σ_u) permettent d'avoir une vue globale du comportement en fatigue du stratifié. Dans un souci de comparaison, des niveaux de charge équivalents sont imposés aux stratifiés C/Epoxy.

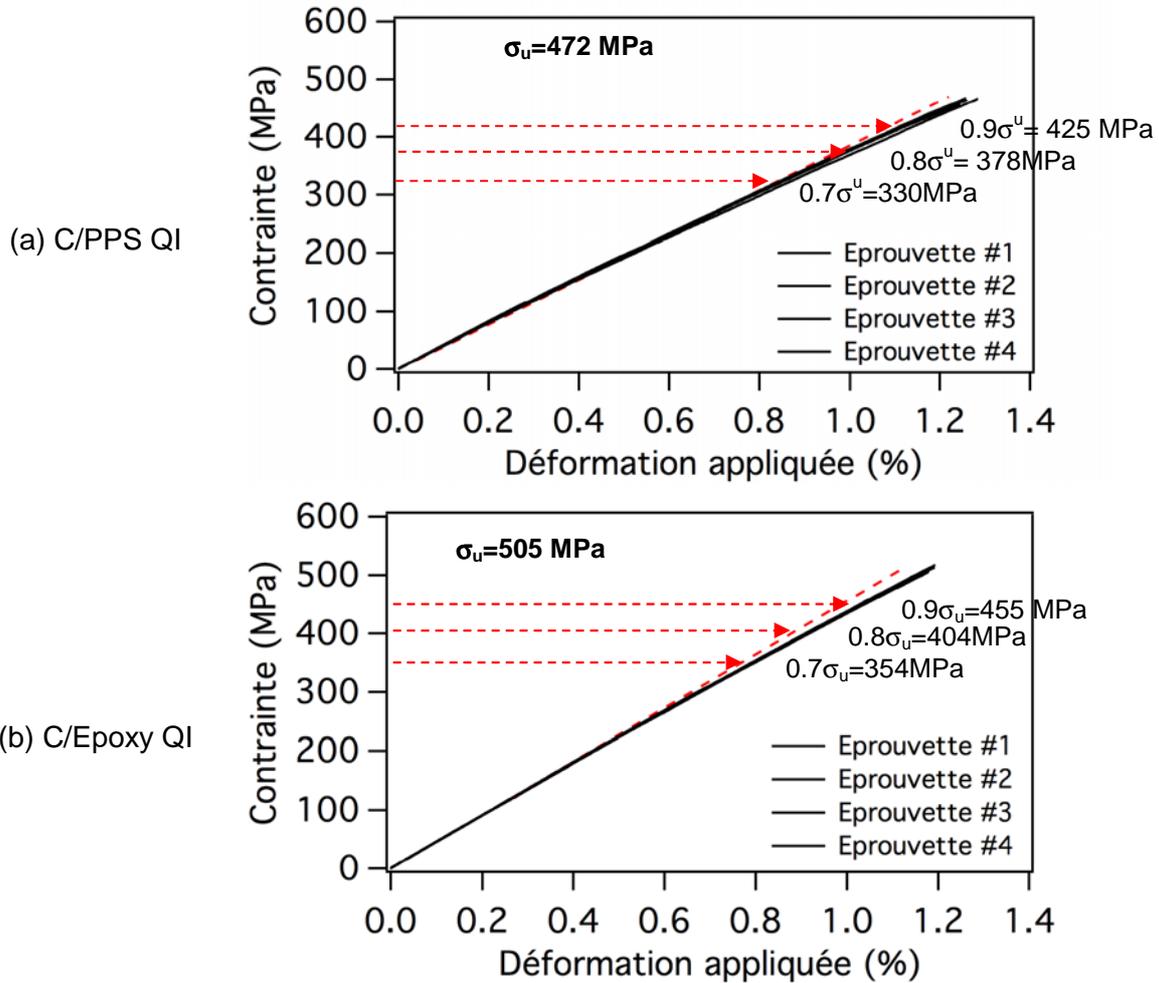


Figure III-32 : Comportement sous chargement monotone de stratifiés [(0,90)/(□45)/(0,90)/(□45)/(0,90)/(□45)/(0,90)] à 120°C

III.3.2.2 Comportement en fatigue – Influence de la fréquence sur la durée de vie

Dans un premier temps, le comportement global en fatigue des matériaux est représenté sur la Figure III-33. Les diagrammes contrainte-déformation laissent apparaître un comportement quasi-linéaire et des boucles d'hystérésis très peu ouvertes. Aucun changement de forme notable des boucles n'est observé au cours de l'essai. Cependant, une légère translation suivant l'axe des déformations (0.2%) peut être relevée lors des premiers cycles, ainsi qu'une légère perte de rigidité, plus marquée dans le cas du C/Epoxy (cf. Figure III-33-b). La fréquence de sollicitation semble n'avoir aucun impact sur la réponse contrainte-déformation des stratifiés, phénomène qui peut s'expliquer notamment par le comportement des stratifiés QI dominé par les fibres (75% de la charge est supportée par les fibres à 0°).

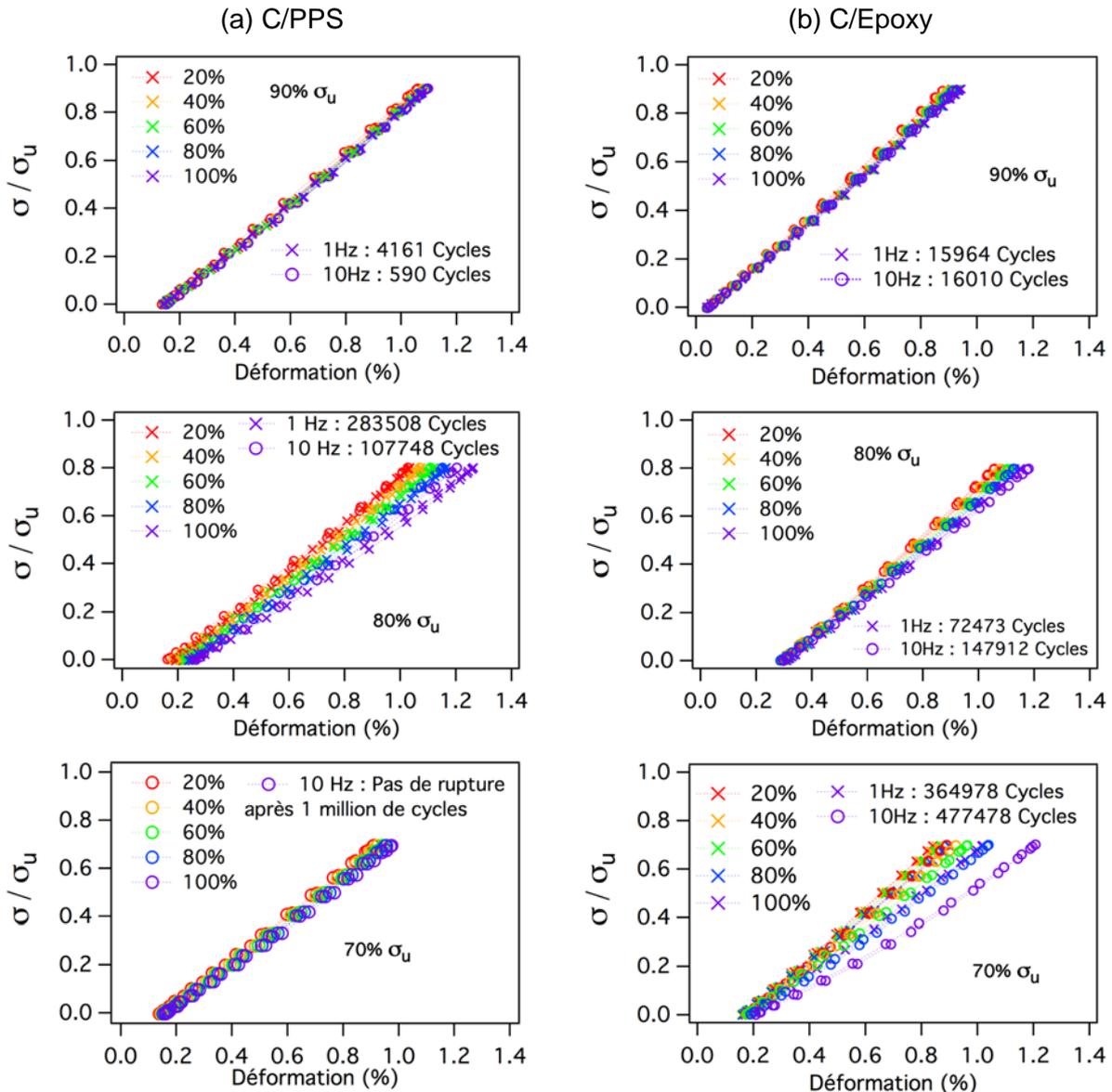


Figure III-33 : Comportement macroscopique contrainte-déformation sous chargement de fatigue pour des stratifiés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Dans un second temps, l'influence de la fréquence des sollicitations sur les durées de vie est analysée (cf. Figure III-34 et Figure III-35). Dans le cas des stratifiés C/PPS, l'augmentation de la fréquence de sollicitation réduit la durée de vie des éprouvettes pour l'ensemble des niveaux de chargement. Le niveau le plus faible (70% σ_u) est dans la zone d'endurance du matériau, expliquant la durée de vie supérieure à 1 million de cycles pour les deux fréquences. Au contraire, une fréquence élevée de sollicitation entraîne une durée de vie plus longue pour les stratifiés C/Epoxy (cf. Figure III-35-b). Il faut prendre en considération que les résultats des essais à 90% σ_u sont à relativiser du fait de l'écart-type important des données expérimentales, et d'une durée de vie assez faible. Cette dispersion résulte notamment du caractère fragile de la rupture des stratifiés QI mis en évidence lors des chargements monotones [Vieille, 2011]. De plus, à proximité de la valeur à rupture, les conditions expérimentales (alignement avec l'axe des mors, géométrie et découpe des éprouvettes) impactent fortement la résistance et la zone de rupture. Ainsi, de nombreuses éprouvettes sont caractérisées par une rupture dans les congés des éprouvettes «haltères».

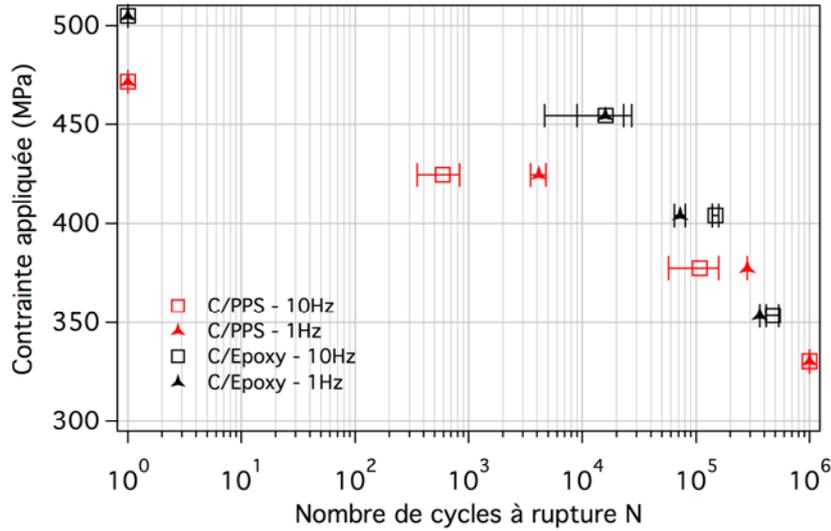


Figure III-34 : Diagramme contrainte appliquée vs durée de vie pour les stratifiés C/PPS et C/Epoxy à 1 et 10 Hz

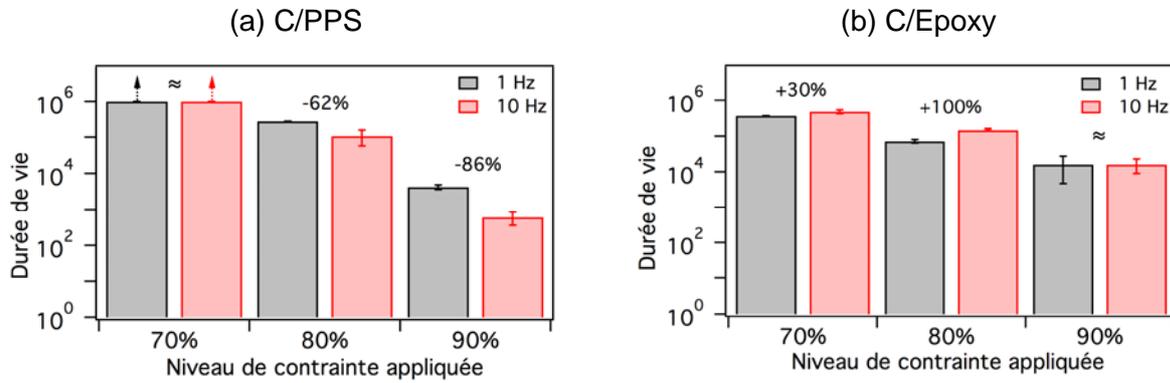


Figure III-35 : Influence de la fréquence sur la durée de vie en fatigue des stratifiés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Si la fréquence ne semble pas avoir d'influence sur le comportement macroscopique des stratifiés, des investigations à une échelle plus fine doivent être menées. L'étude du comportement en fatigue des stratifiés à plis orientés a démontré que les zones riches en résine étaient des sites préférentiels pour l'activation des mécanismes dépendant du temps (cf. paragraphe III.1). L'observation microscopique de la tranche des échantillons des stratifiés QI permet de mettre en évidence, de nombreuses zones riches en matrice (cf. Figure III-36).

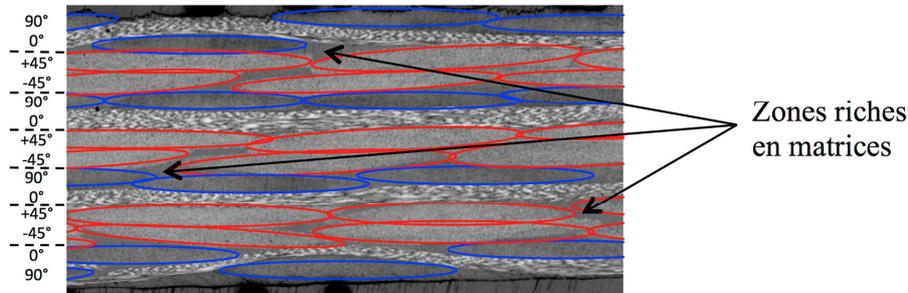


Figure III-36 : Mise en évidence des zones riches en matrice sur une observation microscopique d'une coupe d'un stratifié C/PPS [(0,90)/(□45)/(0,90)/(□45)/(0,90)/(□45)/(0,90)]

III.3.2.3 Analyse de l'endommagement

✓ Fractographie

Afin de poursuivre l'étude, une analyse fractographique a été réalisée à partir d'observations macroscopiques et microscopiques (MEB) des faciès de rupture dans le but d'identifier les mécanismes d'endommagement apparaissant au cours de la vie en fatigue des stratifiés. Les photographies macroscopiques des faciès de rupture (cf. Figure III-37) indiquent une influence importante du niveau de charge maximale appliquée et de la fréquence de sollicitation sur le comportement en fatigue et plus particulièrement sur la chronologie des mécanismes d'endommagement.

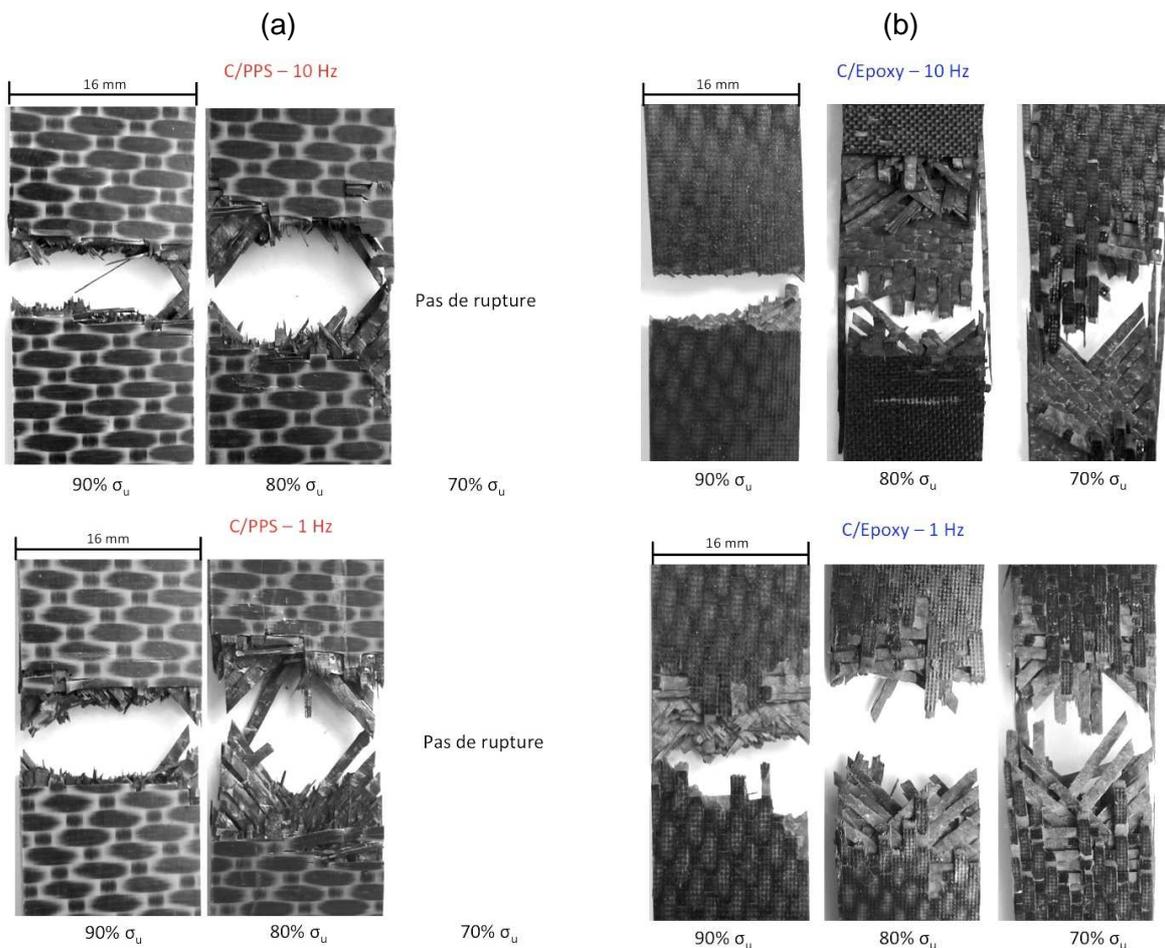


Figure III-37 : Observation des faciès de rupture (vue de face) - Influence de la fréquence et du niveau de contrainte appliquée : C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Il apparaît que les faciès observés à haut niveau de chargement sont similaires à ceux obtenus sous chargement monotone pour les deux matériaux ; à savoir un faciès caractéristique d'une rupture fragile du stratifié par rupture des fibres à 0°. Cette rupture est plutôt cohésive dans le cas C/Epoxy alors qu'elle laisse apparaître un faciès de type « peigne » avec rupture de fibres en lancettes. A ce niveau de contrainte, le scénario d'endommagement se rapproche alors de celui explicité dans le paragraphe I.3.2 et dans [Vieille, 2011]. La diminution du niveau de chargement semble conduire à l'activation de certains mécanismes dans les deux matériaux. Pour le C/PPS, même si la rupture reste fragile, il semble que cette diminution permet aux plis à $\pm 45^\circ$ de contribuer de manière

significative à la réponse en fatigue des stratifiés QI, comme en témoignent l'apparition très nette de fibres à $\pm 45^\circ$ déchaussées sur les bords libres de l'éprouvette. De plus, la diminution de la fréquence de sollicitation semble confirmer ce phénomène, dans la mesure où les plis orientés ont davantage de temps pour reprendre une partie des efforts issue de la rupture de fibres à 0° . En se basant sur les mécanismes identifiés sur les stratifiés $[(+45,-45)]_7$, on peut expliquer ce phénomène, par l'activation des mécanismes dépendant du temps dans les plis à 45° à faible fréquence. Dans le cas du C/Epoxy, l'effet de la diminution du niveau de chargement est bien plus marqué (cf. Figure III-37-b). La rupture semble passer d'un type fragile et cohésif, à une ruine largement dominée par les décohésions fibre/matrice et un délaminage important. Une fréquence de sollicitation élevée semble accentuer ces mécanismes. Afin d'aller plus loin dans l'interprétation des mécanismes d'endommagement responsables de la ruine des stratifiés, une analyse fractographique plus fine par des observations microscopiques au MEB est réalisée. Afin d'éviter le caractère plus aléatoire de la rupture observée à $90\% \sigma_u$, l'analyse se fait sur le niveau de charge moyen à $80\% \sigma_u$ pour les deux fréquences et les deux matériaux (cf. Figure III-38 et Figure III-39).

Les stratifiés C/PPS présentent un faciès de rupture en peigne avec l'apparition de fibres « dénudées » à 0 et 45° sous forme de lancettes au centre de l'éprouvette pour les deux fréquences (cf. Figure III-38). En surface, on observe une fissuration intra et inter-torons généralisée laissant deviner l'architecture du renfort. Les vues latérales indiquent la présence de déchaussements des fibres à $\pm 45^\circ$, ainsi que de multiples délaminages. Cependant, la zone d'endommagement semble très localisée autour de la zone de rupture. De plus, l'observation des bords libres des éprouvettes révèle un déchaussement important des torons orientés à 45° , suggérant que ces plis à $\pm 45^\circ$ participent davantage à supporter la charge, qu'à haut niveau de contrainte. En outre, à faible fréquence, les mécanismes visqueux dans les zones riches en matrice sont amplifiés et vont permettre d'accroître la contribution des plis à $\pm 45^\circ$ en induisant une légère rotation des fibres à 45° . Cette explication peut d'ailleurs être étayée par une légère striction observée lors de l'essai à 1Hz.

Dans le cas du C/Epoxy, les faciès de rupture indiquent un déchaussement généralisé des torons sur toute l'épaisseur de l'éprouvette (cf. Figure III-39). Ce type d'endommagement s'accompagne d'un délaminage important, et de décohésions parfaites des plis qui révèlent l'architecture du renfort tissé à hautes fréquences. Ce même type d'endommagement (décohésions inter et intra-plies) est observé pour les essais à 1Hz mais semble moins étendu. La différence de comportement s'explique notamment par une plastification modérée de la matrice Epoxy, dans les zones riches en résine à basse fréquence, qui va contribuer à limiter et à retarder la propagation des fissures dans ces zones.

En résumé, la comparaison des faciès de rupture pour les deux matériaux révèle des scénarii d'endommagement en fatigue très différents. Elle met en avant un rôle important des zones riches en matrice dans les stratifiés QI, dont le comportement macroscopique est gouverné par les fibres. Cependant, ces observations ne permettent pas de décrire avec précision la chronologie des mécanismes d'endommagement lors d'un essai de fatigue.

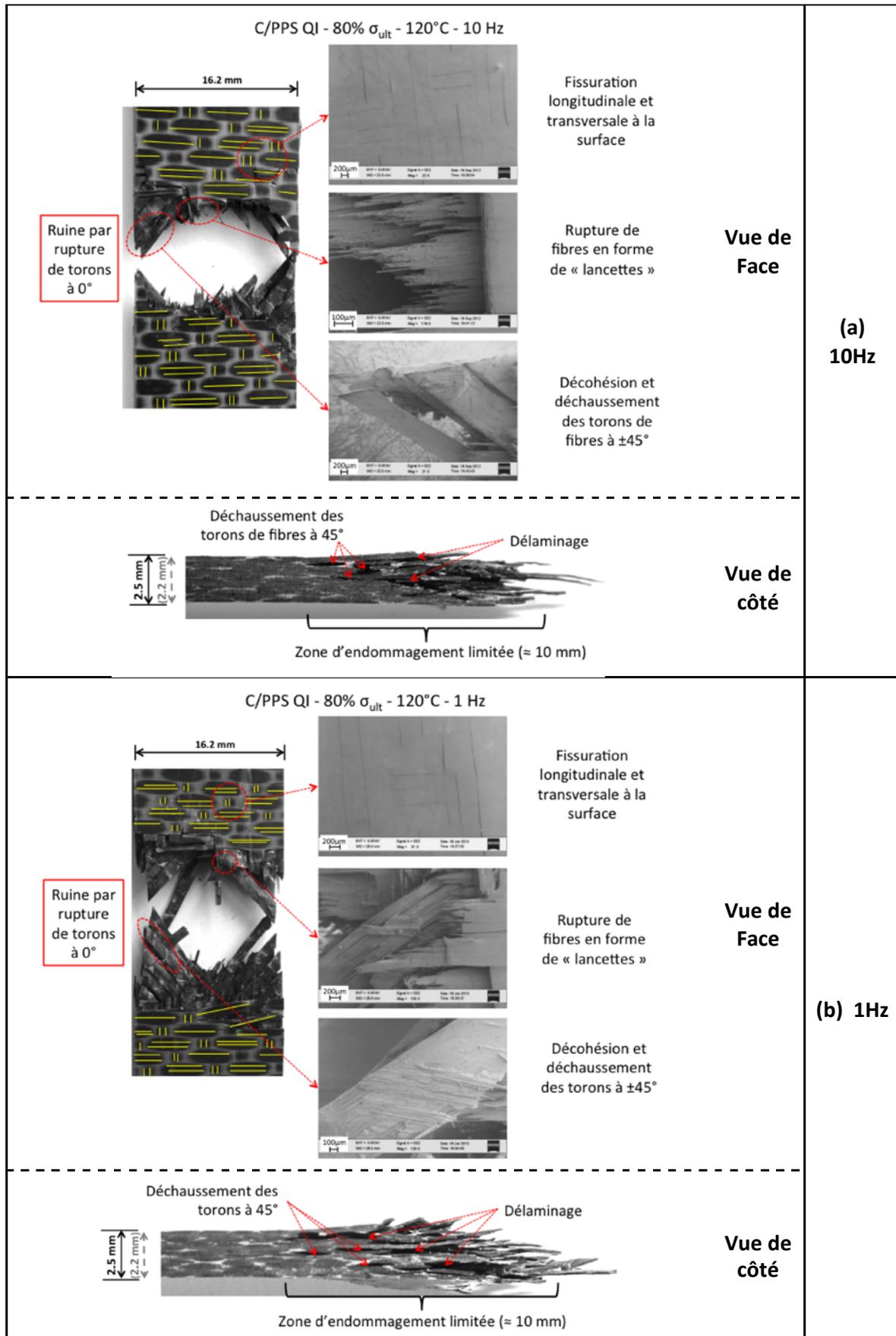


Figure III-38 : Analyse fractographique post-mortem de stratifiés C/PPS sollicités en fatigue à 80% σ_u à 10Hz (a) et 1Hz (b)

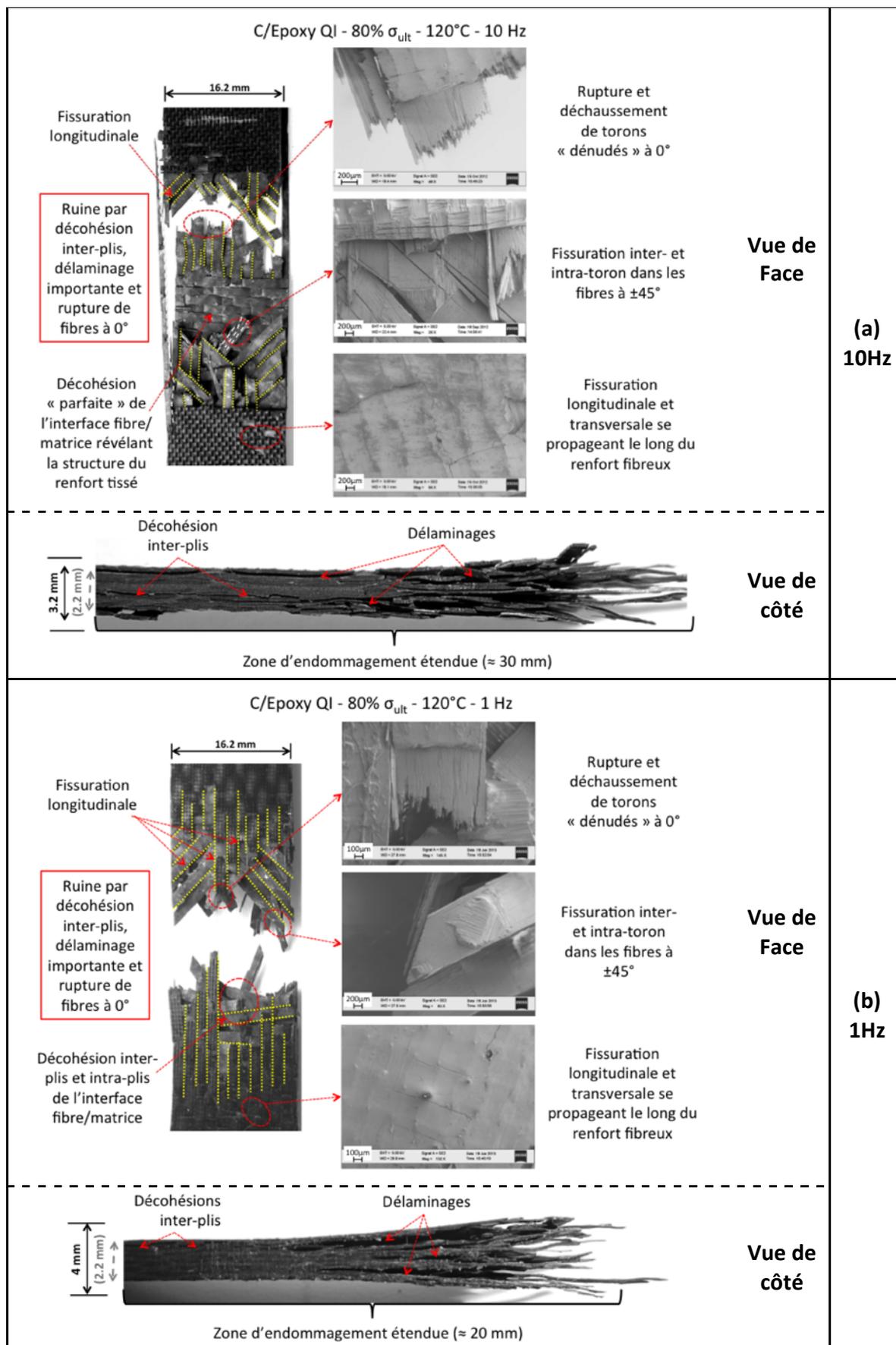


Figure III-39 : Analyse fractographique post-mortem de stratifiés C/Epoxy sollicités en fatigue à 80% σ_u à 10Hz (a) et 1Hz (b)

✓ **Evolution de la microstructure des stratifiés à différents instants de la vie en fatigue**

Afin de pouvoir étudier la chronologie d'endommagement des deux matériaux lors d'un essai de fatigue, des essais interrompus à différents instants sont réalisés. Les essais sont effectués à $80\% \sigma_u$ avec une fréquence de 10Hz afin de trouver un compromis entre durée de vie et temps d'essai. Pour chaque éprouvette, des coupes longitudinale et transversale sont effectuées et observées au microscope optique (cf. Figure III-40 et Figure III-41).

Pour les stratifiés C/PPS, le début de l'essai (entre l'état vierge et le premier instant choisi à 15% de N_f) est caractérisé par l'apparition de quelques fissures intra-torons dans le sens longitudinal et transversal due à la coalescence de décohésions fibres/matrice localisées dans les plis orientés à $\pm 45^\circ$ conformément aux conclusions de [Gamstedt, 2000] (cf. Figure III-40 à 15% de la durée de vie). On peut aussi remarquer l'apparition précoce de cette fissuration en surface des éprouvettes (cf. Figure III-38). Les étapes suivantes consistent en une généralisation de ces fissures intra-torons à l'ensemble du matériau. Leur présence va permettre l'initiation de fissures intra-laminaires dans les plis orientés à 45° par concentration des contraintes dans ces zones (cf. Figure III-40 à 60% de la durée de vie). En fin d'essai (i.e. à 90% de la durée de vie), on note une propagation importante des fissures intra-torons à l'interface des fibres sens trame et chaîne, ainsi que l'apparition de quelques « méta-délaminares » dans les plis à $0/90^\circ$ en accord avec [Pandita, 2001]. Les effets de bords semblent avoir une influence limitée sur la chronologie d'endommagement puisqu'ils apparaissent sous la forme de fissures inter-laminaires qui ne se propagent que très peu au sein du matériau. Cette chronologie d'endommagement confirme la rupture fragile observée sur les faciès de rupture, puisqu'à 90% de la durée de vie, le matériau ne présente qu'un nombre assez limité de fissures intra-laminaires (cf. Figure III-40 à 90% de la durée de vie). La rupture des fibres à 0° intervient de manière catastrophique. Il est intéressant de noter qu'aucune fissure matricielle n'est relevée lors de ces observations, confirmant le rôle important des zones riches en matrice [Fernando, 2003] dans le cas d'une matrice à caractère fortement ductile.

A partir des observations faites à 10Hz, il est possible d'établir le scénario d'endommagement au cours d'un essai à plus faible fréquence. Les premières étapes ne devraient pas différer de celles identifiées à fréquence élevée. La principale différence doit s'observer au moment de l'apparition et la propagation de fissurations intra- et inter-laminaire dans les plis orientés à $\pm 45^\circ$, en raison de l'activation des effets dépendants du temps dans la matrice, à fréquence faible. Ensuite, les plis à $\pm 45^\circ$ vont reprendre la charge des fibres à 0° rompues et les torons à 45° vont se réorienter progressivement jusqu'à rupture des fibres à 0° restantes. Ces mécanismes doivent aboutir finalement au déchaussement des fibres à $\pm 45^\circ$ de la matrice.

Dans le cas du C/Epoxy, le seuil d'endommagement semble être plus tardif que pour le stratifié C/PPS (cf. Figure III-41). Lors des premiers cycles, le dommage semble localisé majoritairement dans les plis externes de l'empilement. En effet, à 20% de la durée de vie, des fissures matricielles apparaissent, et sont à l'origine de décohésions intra et inter-laminaire qui s'initient en front de fissure (cf. Figure III-41 à 20% de la durée de vie). Ces décohésions se propagent ensuite à l'interface des plis à $\pm 45^\circ$, provoquant la fissuration intra-toron dans ces derniers. On assiste alors à la généralisation et à la propagation de fissures inter-laminaires ainsi qu'un délaminaire important (cf. Figure III-41 à 40 et 60% de la durée de vie). A la fin de l'essai, le délaminaire se généralise (cf. Figure III-41 à 80% de la durée de vie) et le transfert de charges entre plis n'est plus possible, provoquant alors la

rupture des fibres à 0°, accompagnée du déchaussement des fibres à 45° et enfin, la rupture catastrophique du stratifié. Les coupes longitudinales et transversales démontrent l'interaction existant entre ces différents mécanismes d'endommagement. Contrairement au C/PPS, les bords libres de l'éprouvette semblent être des sites préférentiels pour l'initiation de décohésions inter-laminaires et du délaminage, au même titre que les zones riches en matrice.

A l'instar du C/PPS, il est possible d'établir le scénario d'endommagement en fatigue à une fréquence faible. La similarité des faciès de rupture (cf. Figure III-39) suggère des chronologies d'endommagement proches pour les deux fréquences de sollicitation. La différence réside essentiellement dans une zone endommagée moins étendue, à basse fréquence. Bien que la matrice Epoxy possède un comportement beaucoup moins ductile que le PPS, les comportements localement viscoélastique et viscoplastique du stratifié QI devraient influencer l'endommagement en fatigue à 1Hz par une plastification progressive des zones riches en matrice, qui contribue à retarder la propagation des fissures. Les fissures inter-laminaires doivent être plus localisées qu'à 10Hz, et doivent se propager préférentiellement dans les zones de chevauchement où des surcontraintes localisées aboutissent à un délaminage précoce, pouvant expliquer une durée de vie plus courte à basse fréquence.

En résumé, les Figure III-40 et Figure III-41 permettent de dégager des scénarii d'endommagement différents pour les deux matériaux. Le comportement en fatigue du stratifié C/Epoxy est caractérisé par des décohésions inter-laminaires menant à un délaminage important suivant un schéma d'endommagement progressif par propagation cycle après cycle de la fissuration. Au contraire, le C/PPS présente une rupture catastrophique quasi-identique à celle obtenue sous chargement monotone, où le principal mécanisme d'endommagement est la fissuration intra-torons. En fonction de leur ductilité, les matrices fissurent plus ou moins précocement. Ce phénomène est particulièrement marqué dans les zones de chevauchement riches en résine où la plastification locale contribue à augmenter la ténacité du matériau. Dans les stratifiés à renforts tissés, ces régions jouent alors le rôle de barrière ralentissant la progression des fissures, confirmant les conclusions d'études similaires dans la littérature [Kim, 1992] [Fernando, 2003].

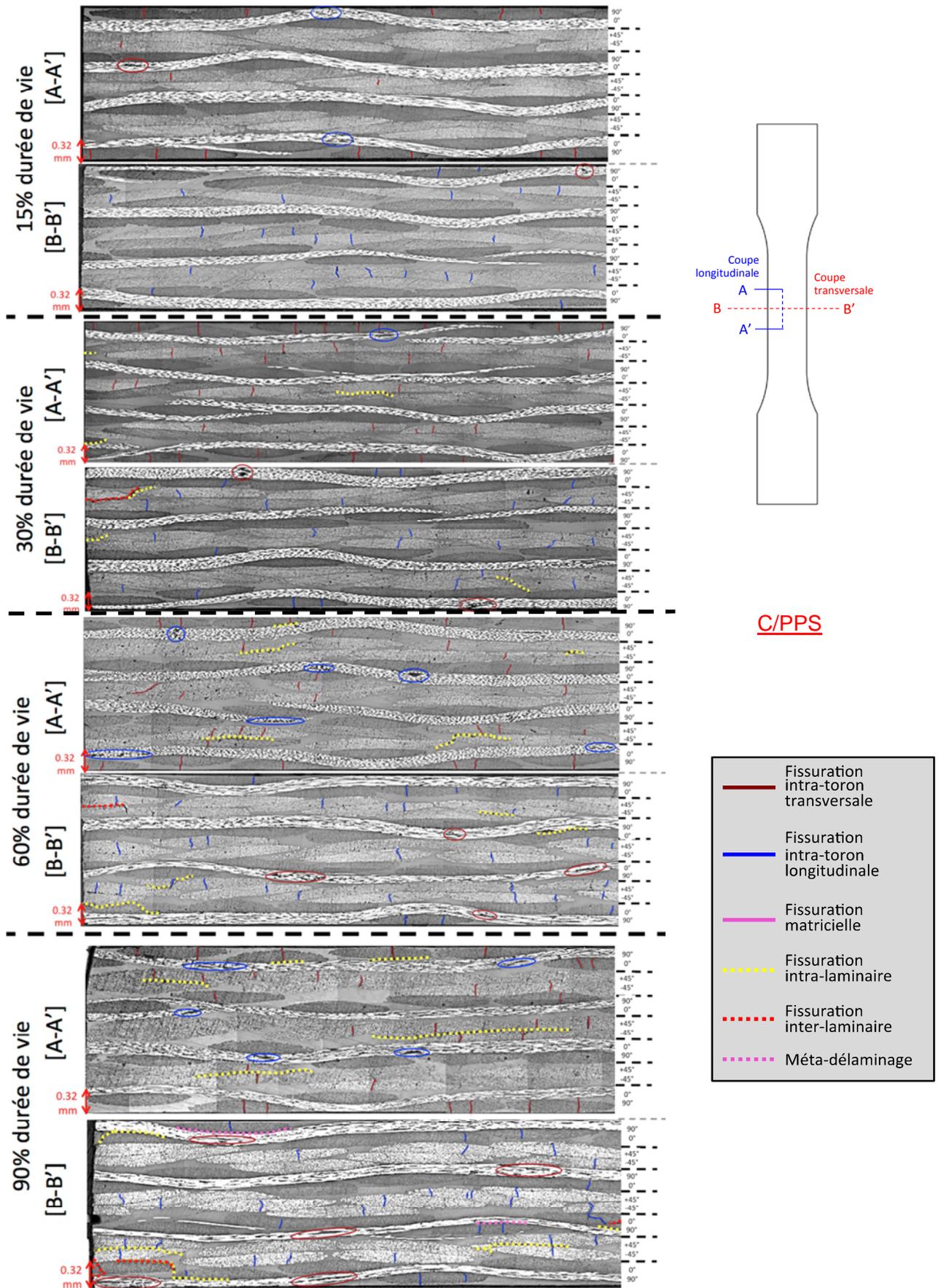


Figure III-40 : Observations microscopiques (coupes transversale et longitudinale) du développement de l'endommagement à différents instants de la durée de vie en fatigue d'un stratifié C/PPS à $80\% \sigma_u$ - 10Hz

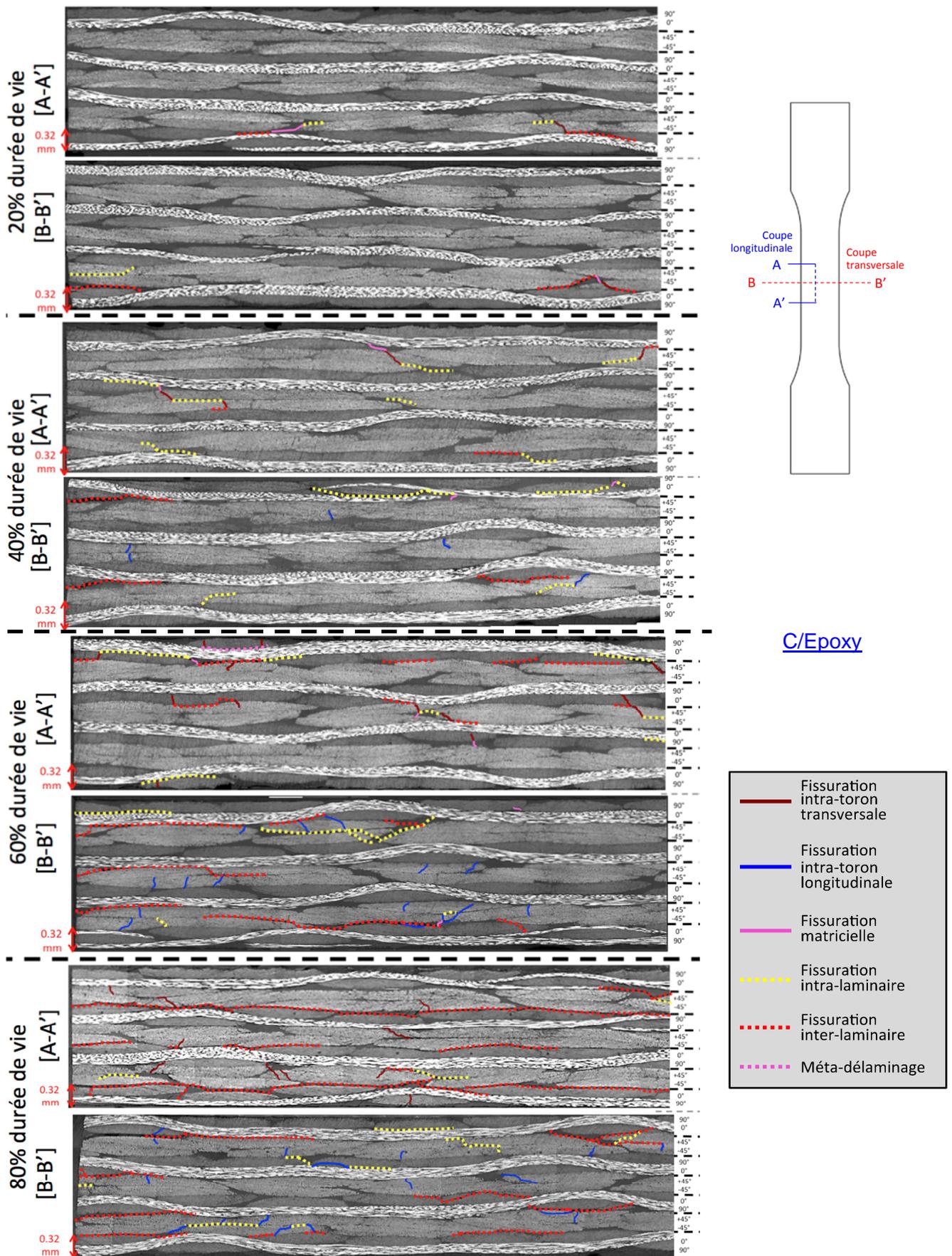


Figure III-41 : Observations microscopique (coupes transversale et longitudinale) du développement de l'endommagement à différents instants de la durée de vie en fatigue d'un stratifié C/Epoxy à $80\% \sigma_u - 10\text{Hz}$

✓ Analyse de l'accumulation d'endommagement

Afin d'évaluer de manière quantitative l'évolution de l'endommagement au sein du matériau, on peut définir une variable d'endommagement basée sur une ou plusieurs caractéristiques des courbes $\sigma - \varepsilon$ pendant un essai de fatigue. Classiquement, la mesure de la rigidité du matériau est utilisée pour des stratifiés UD [Le Dantec, 1989] [Rotem, 1989] [El Mahi, 1995] [Lee, 2000] mais aussi tissés [Kumar, 2000] [Tamuzs, 2004] [Daggumati, 2013]. La variable d'endommagement $d(N)$ s'exprime alors :

$$d(N) = 1 - \frac{E(N)}{E_0} \quad (\text{Eq. III.5})$$

avec E_0 la valeur initiale de la rigidité longitudinale du stratifié ou rigidité du matériau vierge.

Cependant, avec cette expression la variable d'endommagement n'atteindra jamais l'unité, correspondant à la rupture du stratifié. C'est pourquoi dans un souci de comparaison entre les fréquences de sollicitation et les niveaux de charge appliquées, on adopte plutôt une expression normalisée évoluant entre 0 et 1 [Mao, 2002] :

$$d(N) = \frac{E_0 - E(N)}{E_0 - E_f} \quad (\text{Eq. III.6})$$

avec E_f la valeur au dernier cycle de la rigidité longitudinale du stratifié.

Le module de rigidité est calculé par la méthode du module sécant [Le Dantec, 1989] entre les deux extrema des boucles $\sigma - \varepsilon$. L'évolution du module est comparée à celle obtenue par la méthode usuelle de la norme EN6035 (voir paragraphe III.2.2.1), et s'avérée équivalente (cf. Figure III-42).

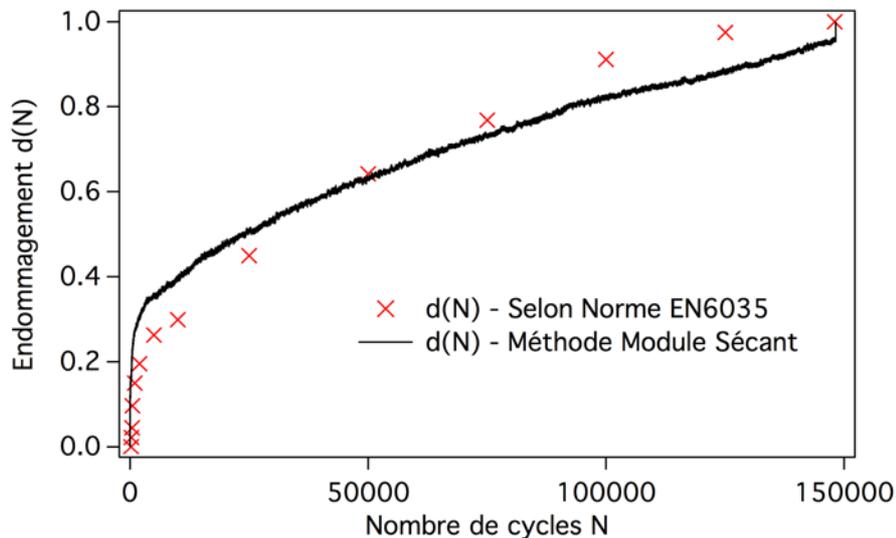


Figure III-42 : Comparaison des deux méthodes de mesure de la rigidité selon la norme EN6035 et par la méthode du module sécant

A partir de cette expression, on peut évaluer quantitativement l'endommagement cumulé dans les stratifiés au cours des essais de fatigue (cf. Figure III-43).

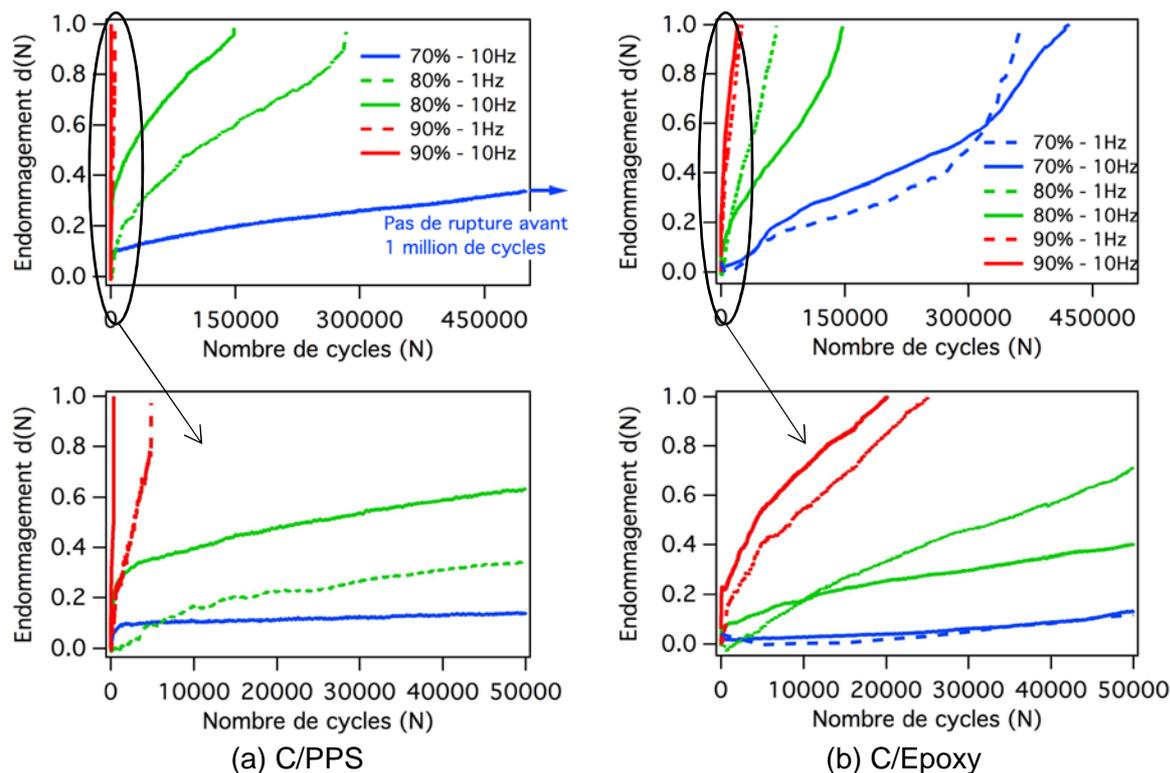
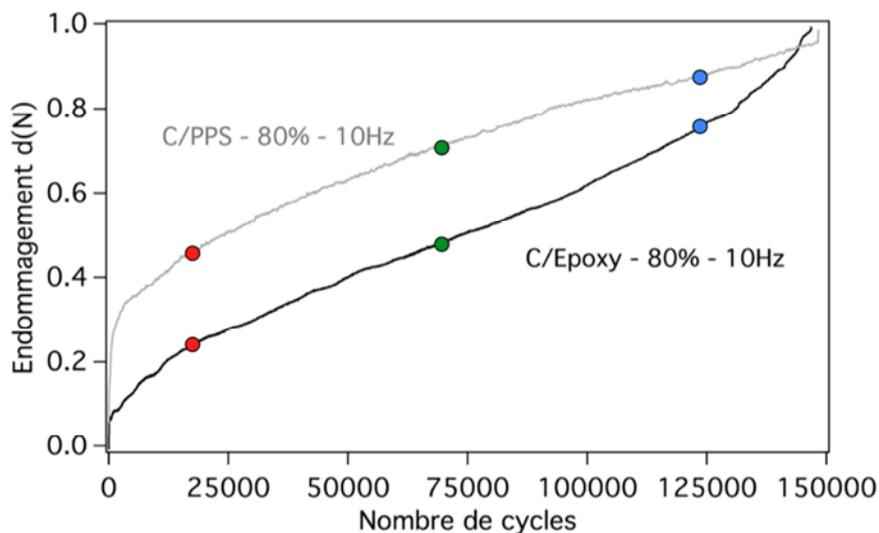


Figure III-43 : Accumulation de l'endommagement au cours d'essais de fatigue à différentes fréquences pour des stratifiés C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Pour les stratifiés C/PPS, une fréquence de sollicitation élevée semble également accélérer l'apparition de l'endommagement, alors que la tendance inverse est observée dans le cas du C/Epoxy. Comme pour les stratifiés orthotropes à plis croisés, l'évolution de l'endommagement se décompose en trois phases, un peu moins marquées, particulièrement pour le C/PPS où la dernière phase est très brève.

Les observations microscopiques (cf. Figure III-40 et Figure III-41) sont mises en correspondance avec la variable d'endommagement cumulé afin de quantifier et de suivre l'évolution des mécanismes d'endommagement au cours d'un essai de fatigue à 80% σ_u et à 10Hz. Pour cela, on trace l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles (cf. Figure III-44), et on représente schématiquement trois états d'endommagement correspondants à différents instants - début, milieu, fin - du chargement en fatigue (cf. Figure III-40 et Figure III-41).



- Fissuration intra-toron
- Fissuration matricielle
- Fissuration intra-laminaire
- Fissuration inter-laminaire
- Méta-délaminage

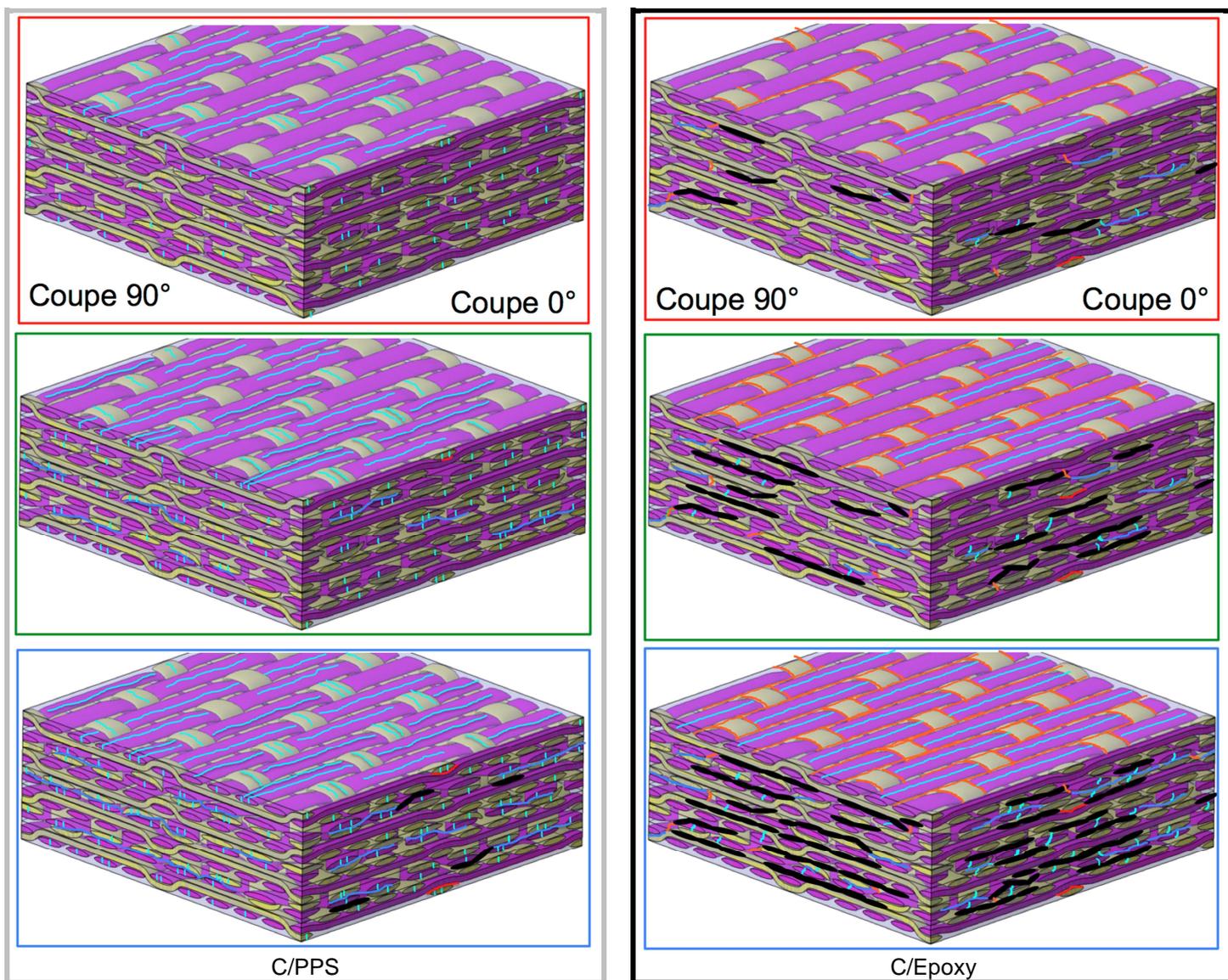


Figure III-44 : Correspondance entre évolution de l'endommagement cumulé d(N) et mécanismes d'endommagement pour les stratifiés C/PPS et C/Epoxy lors d'essais en fatigue ($80\% \sigma_u$ - 10Hz)

La Figure III-44 permet alors d'établir un scénario d'endommagement en fatigue :

- Après seulement quelques cycles, l'endommagement s'initie et s'accumule dans le matériau. Pour le C/PPS, il s'agit de fissures intra-torons dans les directions longitudinales et transversales, ainsi que de la plastification des zones riches en résine empêchant la formation de fissuration matricielle. L'apparition des fissures intra-torons se fait dans l'ensemble du matériau expliquant une brusque perte de rigidité en début d'essai. Pour le C/Epoxy, l'endommagement apparaît bien plus lentement et se caractérise essentiellement par de la fissuration matricielle dans les plis à 45°.
- Lors de la deuxième phase, l'endommagement se stabilise et progresse plus lentement. Les stratifiés C/Epoxy semblent plus sujets à la propagation du dommage que le C/PPS. Cette phase présente un caractère progressif qui correspond principalement à la propagation des fissures aux interfaces. Dans le cas du C/PPS, on observe l'initiation et la propagation de fissures intra- et inter-laminaires à partir des zones où les fissures intra-torons sont nombreuses. La progression de ces fissures peut être ralentie par les zones riches en matrice (cf. Figure III-45). Au contraire, dans le C/Epoxy, les fissures matricielles peuvent se propager plus facilement, le long des interfaces entre plis et entre torons d'un même pli, initiant un délaminage important dans l'épaisseur de l'éprouvette. On notera aussi l'apparition progressive de fissurations intra-torons provoquées par les concentrations de contraintes en front de fissures intra- et inter-laminaires.
- La dernière phase se traduit par une accélération plus ou moins brutale de la cinétique d'endommagement. Dans le C/PPS, elle ne dure qu'une dizaine de cycles où l'on observe une rupture brutale des fibres à 0°, suivie de la ruine du stratifié. Au contraire, dans le C/Epoxy, cette phase s'amorce plus tôt, quand le stratifié est déjà très endommagé par la fissuration intra- et inter-laminaire et le délaminage. La généralisation de ces fissures au sein du matériau, provoque la ruine du stratifié par rupture des fibres à 0° et le déchaussement des plis à $\pm 45^\circ$, incapables de soutenir les charges résiduelles.

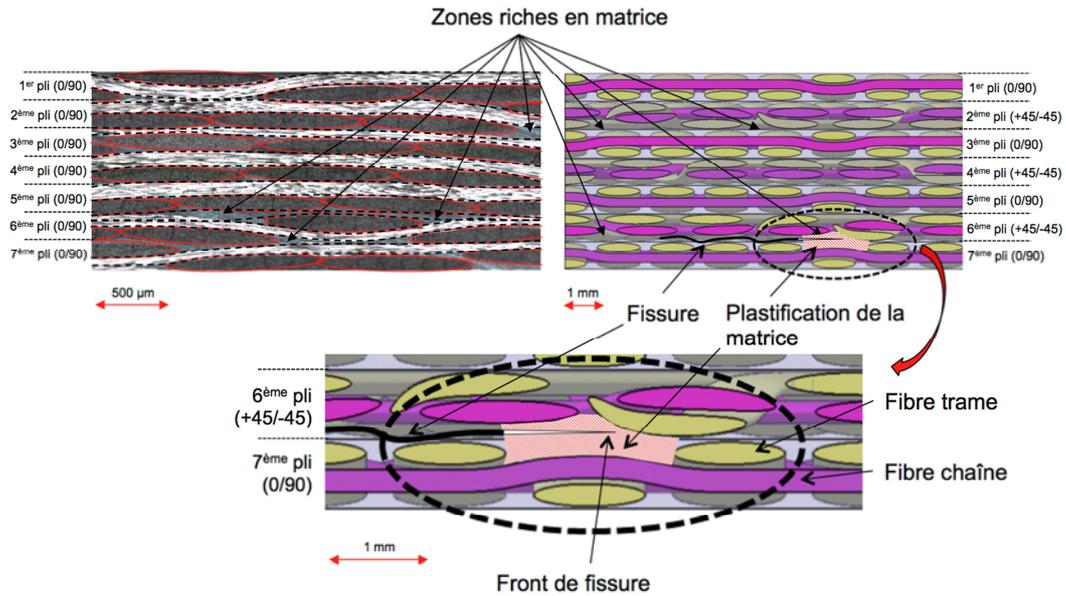


Figure III-45 : Illustration du phénomène de retard de la fissuration dans les zones riches en matrice par plastification

A faible fréquence, on peut supposer un enchaînement similaire avec un rôle plus significatif des zones riches en matrice dans lesquelles les effets dépendant du temps sont plus sensibles. Il en résulte alors une diminution du nombre de fissurations matricielles dans le C/Epoxy.

III.3.2.4 Elévation de température et dissipation d'énergie

Comme pour les stratifiés à plis orientés, la température en surface des éprouvettes a été mesurée à l'aide d'un thermocouple (cf. Figure III-46). Les fréquences de sollicitation élevées semblent favoriser une augmentation de température (+10°C pour le C/Epoxy et +14°C pour le C/PPS), en raison d'un comportement en fatigue largement dominé par les fibres longitudinales. La même interprétation peut être faite concernant le niveau de chargement appliqué. Ainsi, l'augmentation de température observée à la surface des stratifiés QI est limitée (20°C), et ne contribue pas à modifier de manière significative, le comportement macroscopique des deux matériaux.

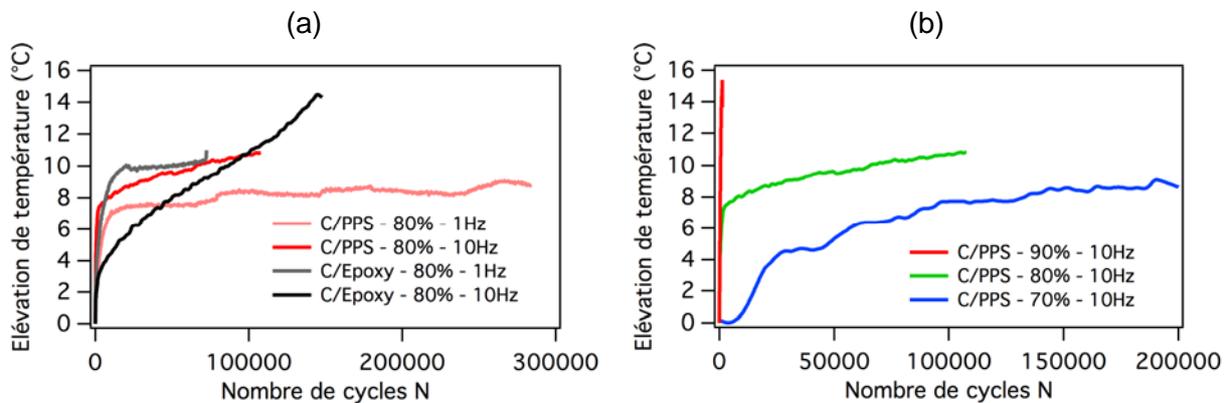


Figure III-46 : Elévation de température en surface de l'éprouvette au cours d'essais de fatigue à $80\% \sigma_u$ - Influence de la fréquence (a) et Influence du niveau de charge appliquée pour le C/PPS à 10Hz (b)

On rappelle que la dissipation d'énergie mécanique ou chaleur autogène peut se mesurer à partir du calcul de l'aire de chaque boucle d'hystérésis. Le stratifié QI présente un comportement dominé par les fibres à 0°, et donc de s boucles d'hystérésis fermées. La corrélation entre l'énergie dissipée et l'endommagement cumulé $d(N)$ apparaît très clairement, particulièrement à bas niveau de chargement (cf. Figure III-47). Ainsi, la dissipation d'énergie mécanique peut être considérée comme un bon indicateur de l'état du matériau au cours d'un essai de fatigue. Ces courbes permettent également de mettre en évidence une influence très limitée de la fréquence de sollicitation sur l'énergie dissipée. Cette énergie est légèrement plus élevée à 10Hz en raison d'une friction interne plus importante dans les zones de chevauchement entre torons, et entre les lèvres de fissures dans ce stratifié. De plus, la comparaison de l'énergie dissipée par les stratifiés C/PPS QI est environ dix fois plus faible que celle des stratifiés à plis orientés. En effet, le comportement ductile très localisé de la matrice dans les stratifiés QI contribue à dissiper moins d'énergie que dans les stratifiés à plis orientés.

On peut également souligner que l'évolution de l'énergie dissipée dans le cas du C/Epoxy met en évidence une troisième phase similaire à celle observée dans l'évolution de la variable d'endommagement cumulé $d(N)$, alors qu'elle n'existe presque pas dans le cas du C/PPS. On peut expliquer cela par l'énergie libérée par le mode de rupture progressif par décohésion et délaminage du C/Epoxy comparativement au mode de rupture catastrophique du C/PPS. Les stratifiés C/Epoxy présentent un état très endommagé à l'approche de la rupture (cf. Figure III-44), caractérisé par des décohésions inter-laminaires et un délaminage importants. Un tel endommagement va permettre une rotation des fibres dans les plis à $\pm 45^\circ$ induisant une friction dans les zones de chevauchement et à l'interface avec les plis adjacents contribuant à l'augmentation de chaleur au sein du matériau. Dans les stratifiés C/PPS, ces phénomènes de friction ne s'opèrent pas justifiant ainsi un accroissement très modérée de l'énergie dissipée lors des derniers cycles.

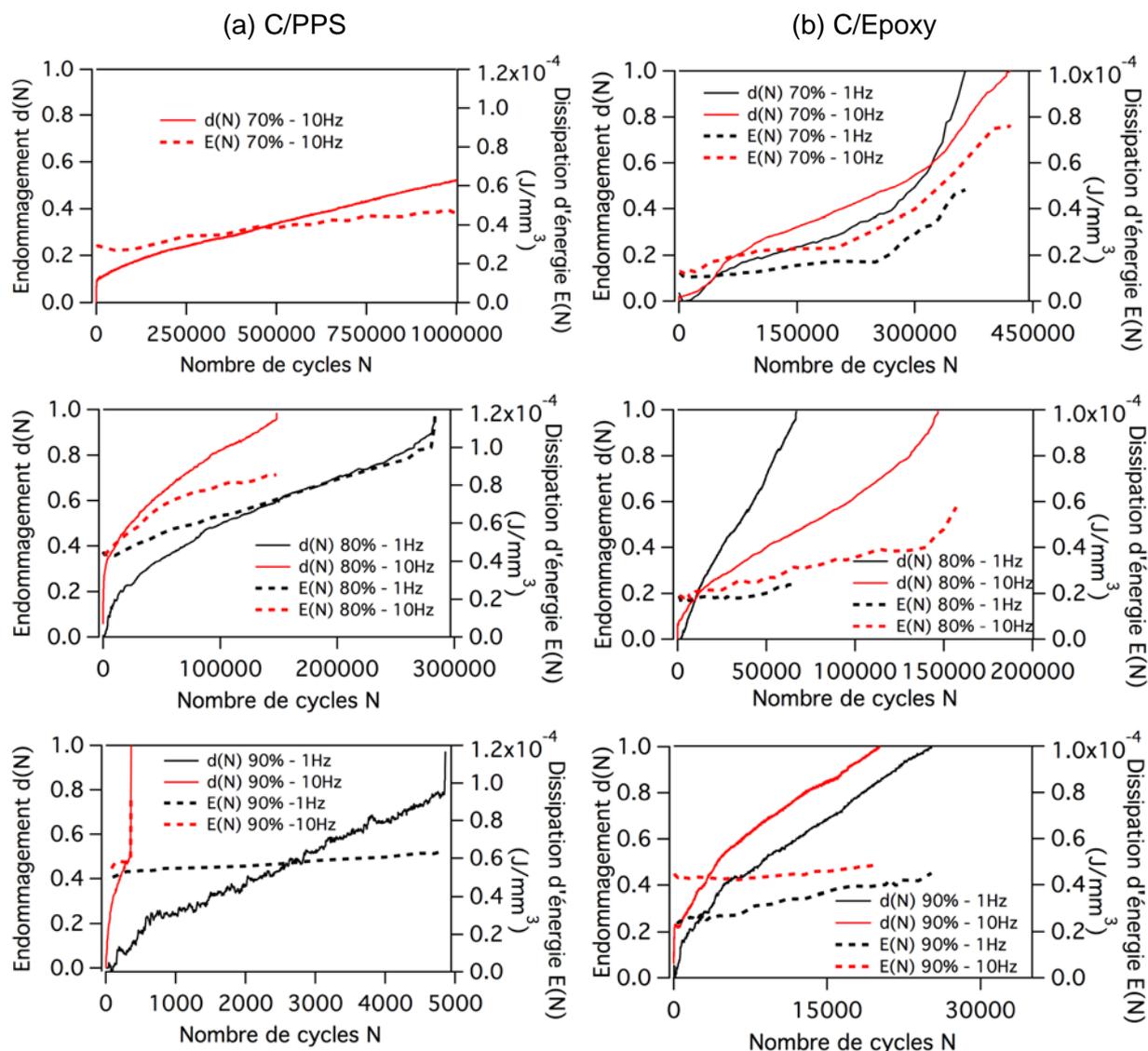


Figure III-47 : Evolution de l'endommagement et de l'énergie dissipée au cours d'un essai de fatigue à différents niveaux de contrainte appliquée en fonction de la fréquence de sollicitation pour des stratifiés QI C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

III.3.2.5 Bilan du comportement en fatigue de stratifiés QI

Le travail présenté dans cette partie a été exploité dans le cadre d'une publication soumise à la revue Composite Structures. L'étude du comportement de stratifiés QI a permis de confirmer les résultats de l'étude menée sur les stratifiés à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ (cf. paragraphe III.2) concernant le rôle majeur joué par les régions riches en matrice dans les zones de chevauchement sur le comportement en fatigue. Du point de vue macroscopique, les deux matériaux possèdent un comportement quasi-linéaire majoritairement dominé par les fibres à 0° . Une sollicitation à faible fréquence semble augmenter la durée de vie du C/PPS, mais tend à diminuer celle du C/Epoxy. Par ailleurs, une analyse fractographique post-mortem et des observations microscopiques (longitudinales et transversales) à différents stades de la durée de vie ont permis de déterminer les mécanismes et la chronologie d'endommagement au cours d'essais cycliques. Ainsi, les mécanismes mis en jeu en fatigue au sein de chaque matériau s'avèrent être très différents, en raison notamment du caractère ductile et visqueux de la matrice PPS à $T > T_g$. D'une part, les

stratifiés QI C/PPS sont caractérisés par une ruine catastrophique des fibres à 0°. L'endommagement apparaît principalement sous forme de fissures intra-torons longitudinales et transversales multiples dans les plis à $\pm 45^\circ$ aboutissant à de la fissuration inter-laminaire et un délaminage modéré aux bords libres de l'éprouvette. D'autre part, le C/Epoxy présente une rupture progressive essentiellement dominée par des décohésions fibre/matrice et un délaminage important. L'endommagement s'initie par de la fissuration matricielle qui se propage à l'interface entre plis par décohésion, causant un délaminage important dans toute l'épaisseur du matériau. A partir des observations microscopiques, les zones riches en matrice semblent conditionner la chronologie d'endommagement. En effet, à $T > T_g$, la matrice PPS est très ductile et contribue à retarder le seuil de fissuration de la résine par plastification. Cette propriété et ce mécanisme augmentent la ténacité du matériau, et permettent aux zones riches en matrice d'agir comme des barrières à la fissuration. Dans le C/Epoxy, la matrice, beaucoup moins ductile à $T < T_g$, se fissure plus précocement de sorte que l'endommagement se généralise rapidement au sein du matériau. A hautes fréquences, la généralisation et l'extension de l'endommagement dans l'épaisseur et sur toute la longueur de l'éprouvette participent à relaxer localement les contraintes à l'interface entre plis, pouvant justifier une durée de vie plus longue. Enfin, comme pour les stratifiés à plis orientés, l'énergie dissipée lors d'un chargement cyclique s'avère être un bon indicateur de l'état de l'endommagement au sein du matériau.

III.4 Interaction fluage/fatigue

III.4.1 Définition des essais

La revue bibliographique du Chapitre II a mis en évidence un nombre très limité de travaux s'intéressant à l'interaction fluage/fatigue potentielle s'opérant dans les CMOs. L'influence significative des effets dépendants du temps sur le comportement en fatigue des stratifiés QI à plis orientés et QI nous a amené à nous poser la question de l'importance de cette interaction lors d'un chargement cyclique, notamment pour les stratifiés C/PPS sollicités à $T > T_g$. Pour évaluer l'influence du pré-charge de fluage sur le comportement en fatigue, on définit l'état « vierge » de référence qui représente le comportement en fatigue du stratifié C/PPS [(+45,-45)]₇ sans chargement de fluage préalable. La durée de vie de référence est alors obtenue à partir de la moyenne des durées de vie lors des essais de fatigue à 1Hz et 50% σ_u (= 80MPa) (cf. paragraphe III.3.1.1). Afin d'étudier les mécanismes d'interaction entre fluage et fatigue à $T > T_g$, des essais de fluage-recouvrance à 120°C sont réalisés. Les éprouvettes sont soumises à un des trois types de chargement préalable :

- CR1 : Chargement de fluage de 24 heures à différents niveaux de contraintes (entre 40 et 100 MPa) suivi d'une recouvrance de 48 heures.
- CR2 : Chargement de fluage multi-paliers avec temps de maintien de 24 heures (avec augmentation progressive de la contrainte entre 40 et 80 MPa) suivi d'une recouvrance de 48 heures.
- CR3 : Chargement de fluage multi-paliers avec temps de maintien de 1000 secondes à différents niveaux de chargement (entre 40 et 100 MPa) suivi d'une recouvrance d'une heure.

Les éprouvettes pré-chargees sont ensuite sollicitées en fatigue (1Hz et 50% σ_u). Une seule éprouvette est testée dans chaque cas de figure en raison du temps d'essais. Le but de ces essais est d'étudier plusieurs paramètres sur le comportement en fatigue :

- Le niveau de contrainte de fluage (CR1 et CR2)
- Le temps de maintien en fluage (CR1, CR2 et CR3)
- La séquence de chargement en fluage (CR2 et CR3)

On peut noter que le cas de chargement CR2 combine l'influence du niveau de contrainte, du temps de maintien, ainsi que l'influence de la séquence de chargement en fluage.

III.4.2 Résultats et discussion

III.4.2.1 Réponses macroscopiques en fatigue

Afin de pouvoir comparer les réponses macroscopiques en fatigue avec ou sans chargement préalable, la déformation résiduelle obtenue après essais de fluage-recouvrance est ajoutée à la déformation induite lors de l'essai de fatigue. Cette comparaison montre que les cas CR1 et CR3 relatifs à de bas niveaux de contraintes (40MPa et 40-60-40MPa) n'ont quasiment pas d'effet sur le comportement contrainte-déformation en fatigue du C/PPS (cf.

Figure III-48). En revanche pour un niveau de contrainte supérieur au seuil d'endommagement identifié précédemment (i.e. 80MPa - cf. paragraphe III.2.2), on observe une translation importante des boucles, le long de l'axe des déformations (cf. Figure III-48-a), et une déformation à rupture environ 20% plus élevée après un essai de fluage à 100 MPa (cas CR1). Dans les deux autres cas CR2 et CR3, l'influence du pré-chargement est très similaire avec une translation modérée et une augmentation de la déformation à rupture d'environ 15% (cf. Figure III-48-b et c). De plus, aucune différence notable n'est observée entre le cas vierge et avec pré-chargement, en ce qui concerne la forme des boucles contrainte-déformation.

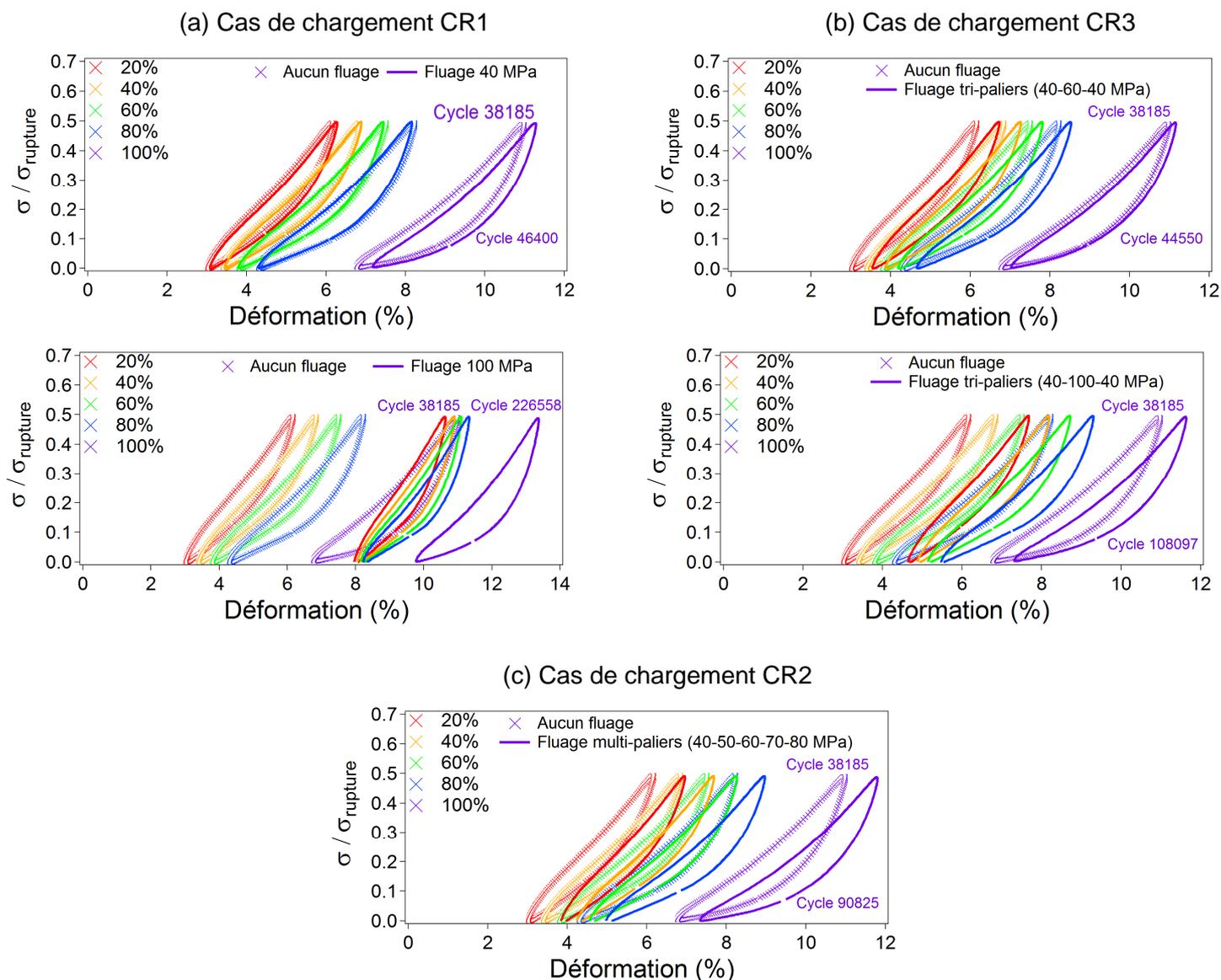


Figure III-48– Comparaison des boucles contrainte-déformation au cours d'essais de fatigue à amplitude de contrainte constante ($50\% \sigma_u$ et 1Hz) à différents moments (20-40-60-80-100%) de la durée de vie : Avec et sans chargement de fluage-recouvrance à 40 et 100MPa (a) – Avec ou sans chargement de fluage multi-paliers avec temps de maintien de 1000 secondes à (40-60-40 MPa) et (40-100-40 MPa) (b) – Avec ou sans chargement de fluage multi-palier avec temps de maintien de 24 heures (40-50-60-70-80 MPa)(c)

III.4.2.2 Durée de vie

En ce qui concerne la durée de vie, dans le cas des pré-chargements de fluage CR1 et CR3, il n'y a quasiment pas d'effet lorsque la contrainte maximale de chargement reste inférieure au seuil d'endommagement (cf. Figure III-49). En revanche, au-dessus de cette limite, la durée de vie de l'éprouvette augmente significativement (de 64 à 348%) dans le cas du pré-chargement CR1 (respectivement pour 90 et 100 MPa). L'effet du pré-chargement sur le comportement en fatigue semble dépendre significativement du niveau de contrainte appliqué en fluage. De plus, pour un palier de 1000 secondes à 100MPa (CR3) l'augmentation atteint +114%, alors que pour un palier de 24 heures, elle s'accroît de près de 348%, soulignant l'importance du temps de maintien en fluage sur la durée de vie. Le chargement multi-paliers avec maintien de 24 heures (CR2) prolonge la durée de vie de près de 80% par rapport à l'éprouvette vierge, tandis que la durée de vie est quasiment inchangée dans le cas CR1 à 80MPa. Ces observations confirment que la durée de maintien en fluage contribue à améliorer la durée de vie en fatigue.

Finalement, ces résultats suggèrent que l'application d'un pré-chargement de fluage permet de modifier le comportement en fatigue des stratifiés TP. En accord, avec les conclusions de la littérature, la durée de vie en fatigue est gouvernée par les conditions de pré-chargement en fluage (contrainte et temps de maintien). Ainsi, lorsque $\sigma_{fluage} > \sigma_{endommagement}$ et que le temps de maintien en fluage est rallongé, la durée de vie en fatigue augmente.

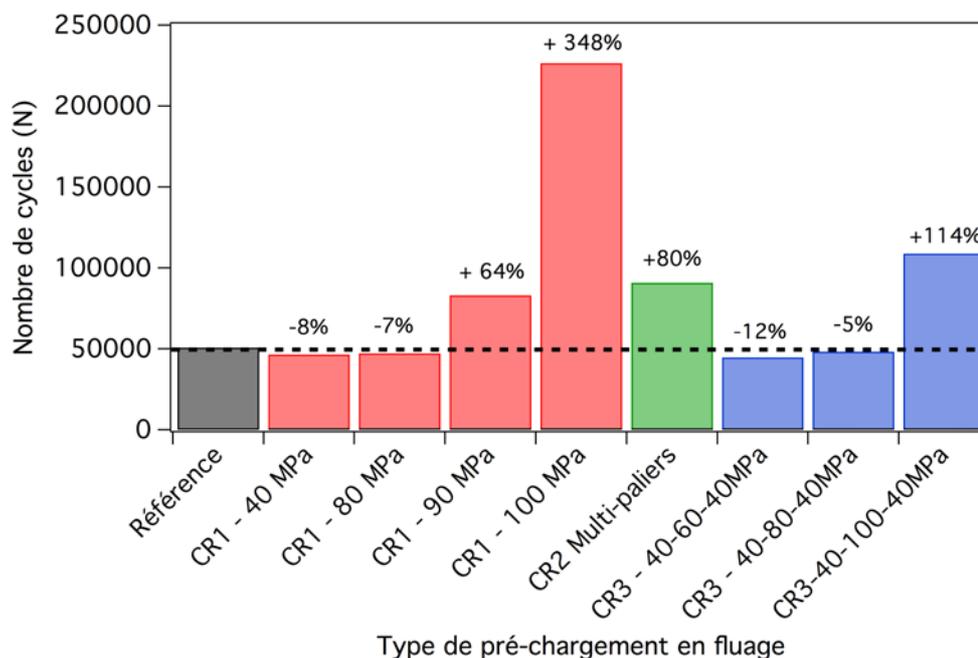


Figure III-49 : Influence d'un chargement de fluage-recouvrance préalable sur la durée de vie d'un stratifié C/PPS suite à un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante 50% σ_u (80MPa) et à 1Hz : temps de maintien de 24 heures et temps de maintien de 1000 secondes.

III.4.2.3 Evolution de la déformation moyenne

Afin d'examiner plus en détails, l'interaction fluage/fatigue, on peut comparer l'évolution de la déformation moyenne en fatigue $\varepsilon_{moy} = (\varepsilon_{max} + \varepsilon_{min})/2$ en fonction du temps pour les éprouvettes ayant subi ou non un pré-chargement selon les différents cas (CR1, CR2 et

CR3). Pendant un essai de fluage, on a $\varepsilon_{moy} = \varepsilon_{totale}$ ($\varepsilon_{min} = 0$). L'étude de l'évolution de la déformation moyenne au cours d'un essai de fluage semble montrer que le taux de déformation diminue à mesure que le niveau de contrainte et le temps de maintien augmentent (cf. Figure III-50 et Figure III-51).

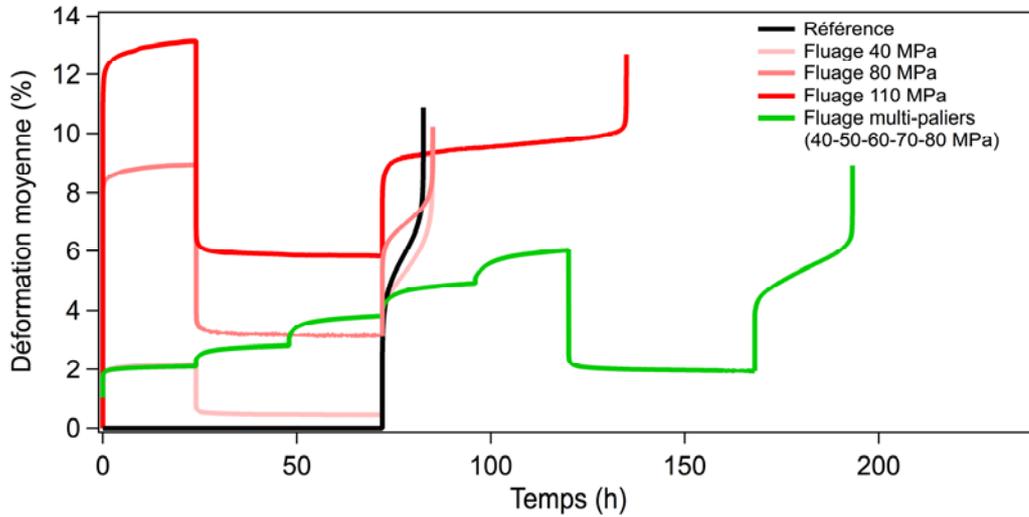
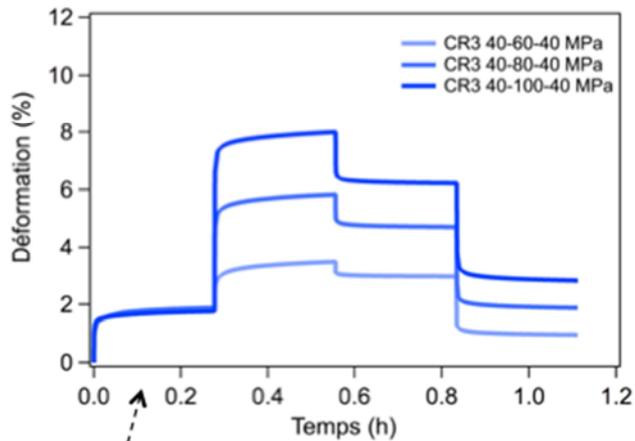


Figure III-50 : Comparaison de la déformation moyenne au cours d'un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante $50\% \sigma_u$ et à 1Hz avec ou sans pré-chargement de fluage (CR1 et CR2) avec temps de maintien de 24 heures

(a) Pré-chargements



(b) Essais de fatigue

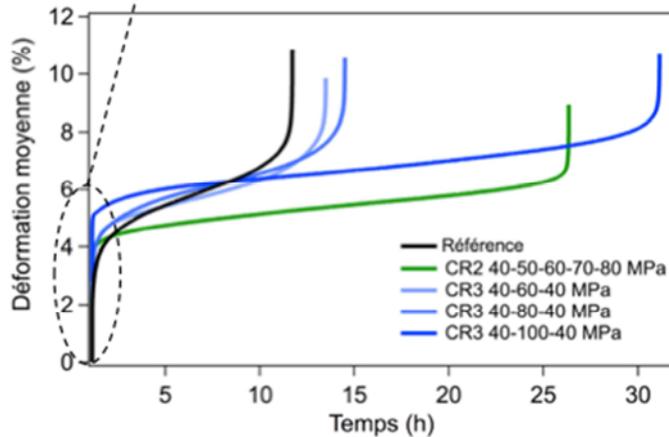


Figure III-51 : Comparaison de la déformation moyenne au cours d'un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante $50\% \sigma_u$ et à 1Hz avec ou sans pré-chargement de fluage (CR2 et CR3) avec temps de maintien de 1000 secondes

Il est possible d'évaluer le taux de déformation dans la zone de fluage stationnaire $\dot{\epsilon}_{fluage}$ et de fatigue $\dot{\epsilon}_{fatigue}$. Dans le cas du pré-chargement CR1, $\dot{\epsilon}_{fluage}$ augmente linéairement avec le niveau de contrainte jusqu'au seuil d'endommagement ($\approx 80\text{MPa}$) à partir duquel il s'accélère (cf. Figure III-52). Au contraire, le taux de déformation en fatigue $\dot{\epsilon}_{fatigue}$ décroît régulièrement avec l'augmentation du niveau de contrainte, et chute à partir du seuil d'endommagement du matériau. Les essais pour le cas CR2 mettent en évidence des évolutions similaires pour ces taux de déformation. Dans le cas du pré-chargement CR3, l'évolution du taux de déformation en fluage n'est pas pertinente puisque la phase de fluage stationnaire n'est pas totalement atteinte après 1000 secondes de maintien. En revanche, le taux de déformation de fatigue suit la même évolution que dans les cas CR1 et CR2 (cf. Figure III-52).

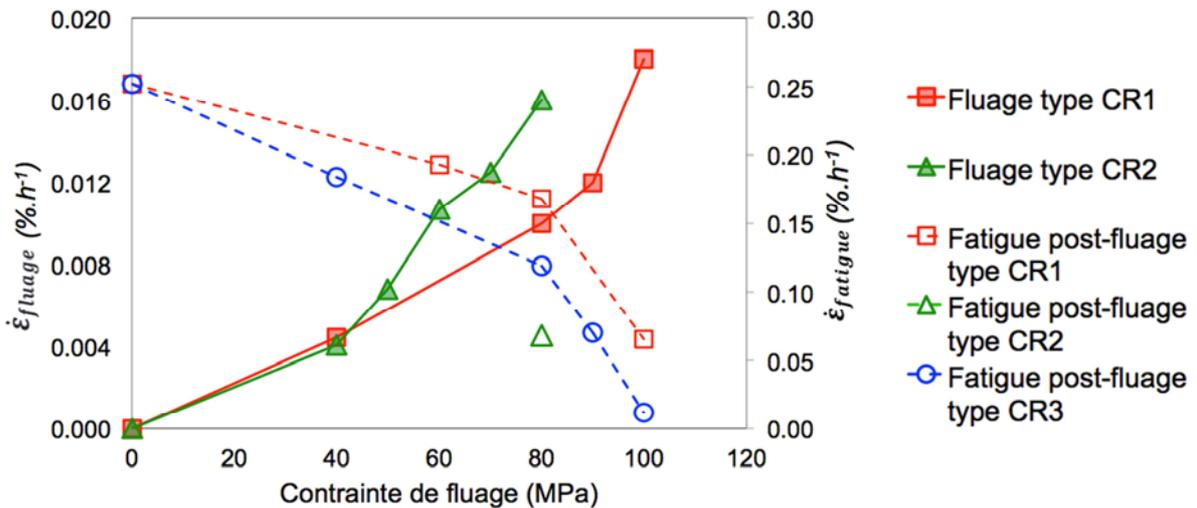


Figure III-52 : Evolution des taux de déformation en fluage et lors d'un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante 50% σ_u et à 1Hz avec ou sans pré-chargement de fluage

III.4.2.4 Changement dans l'amplitude

L'analyse de l'interaction fluage/fatigue peut aussi être faite par l'étude de l'évolution de l'amplitude de déformation ($\Delta_\epsilon = \epsilon_{max} - \epsilon_{min}$) au cours de l'essai de fatigue en fonction du nombre de cycles N (cf. Figure III-53). Pour l'ensemble des essais, l'amplitude de déformation évolue de façon similaire. De plus, on remarque que l'amplitude de déformation des éprouvettes vierges est systématiquement légèrement supérieure à celle des éprouvettes pré-chargées. En représentation semi-logarithmique, lors des 100 premiers cycles, l'amplitude de déformation est quasi-stable, elle subit ensuite une augmentation linéaire pendant une décade jusqu'à environ 1000 cycles. Pour toutes les configurations, l'amplitude des déformations atteint par la suite un point d'inflexion (à environ 1500 cycles), au-delà duquel l'amplitude augmente progressivement, avant de s'accélérer à l'approche de la rupture. Le pré-chargement semble principalement agir sur cette dernière phase, où l'évolution de l'amplitude des déformations semble être ralentie d'autant plus que la charge appliquée est élevée (cf. Figure III-53-a) et que le temps de maintien est long (cf. Figure III-53-b).

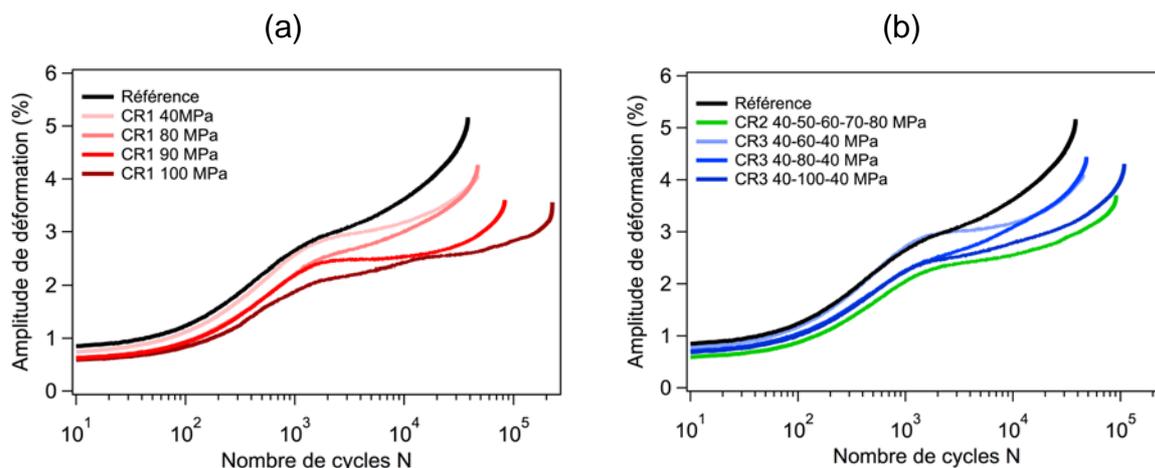


Figure III-53 : Comparaison de l'évolution de l'amplitude de déformation au cours d'un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante 50% σ_u et à 1Hz : Avec ou sans pré-chargement de fluage mono-palier avec temps de maintien de 24 heures type CR1 (a) et Avec ou sans pré-chargement de fluage multi-paliers type CR2 et CR3 (b)

III.4.2.5 Endommagement cumulé

Les résultats précédents sur la déformation moyenne et l'amplitude de déformation peuvent être corrélés avec l'endommagement cumulé au cours de l'essai de fatigue. La variable d'endommagement cumulé est calculée de façon identique à l'étude en fatigue des stratifiés C/PPS à plis orientés (voir paragraphe III.3.1.5). Ainsi, l'endommagement apparaît plus rapidement dans l'éprouvette vierge que dans celles ayant subi un pré-chargement (cf. Figure III-54). Ce résultat confirme les conclusions issues de la littérature [Jones, 1985] [Uematsu, 1995] [Uematsu, 1997] [Petermann, 2004], selon lesquelles les déformations plastiques apparues lors du pré-chargement vont permettre de réduire les concentrations de contraintes au sein des stratifiés.

De plus, dans les stratifiés C/PPS, les déformations plastiques sont localement très marquées, en particulier dans les régions riches en matrice, qui jouent le rôle de « barrière » aux fissures, ralentissant ou empêchant la matrice PPS de se fissurer (cf. paragraphe III.3). Il est aussi important de rappeler que sous chargement de fatigue, le phénomène de réorientation des fibres, rendu possible par la plastification de la matrice, favorise le passage d'un mode de comportement piloté par la matrice à un mode gouverné par les fibres. Finalement, ces deux mécanismes (diminution des concentrations de contraintes et rotation des fibres) peuvent contribuer à l'augmentation de la durée de vie après fluage.

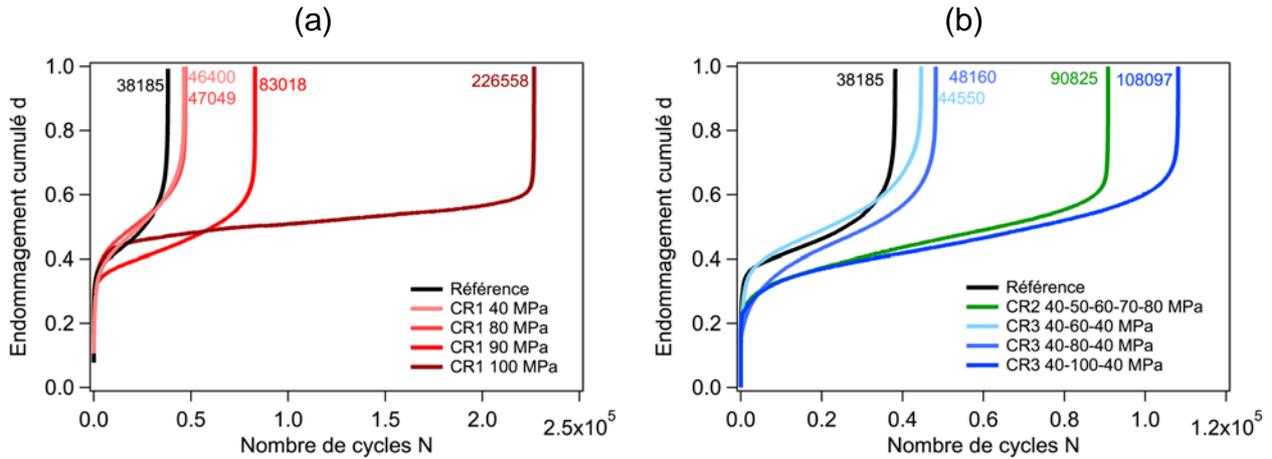


Figure III-54 : Comparaison de l'évolution de l'endommagement cumulé au cours d'un essai de fatigue à amplitude de contrainte constante 50% σ_u et à 1Hz : Avec ou sans pré-chargement de fluage mono-palier avec temps de maintien de 24 heures type CR1 (a) et Avec ou sans pré-chargement de fluage multi-paliers type CR2 et CR3 (b)

III.4.2.6 Discussion sur l'interaction fluage/fatigue

Les résultats précédents ont permis de mettre en évidence le phénomène d'interaction fluage/fatigue qui influence significativement le comportement en fatigue des stratifiés C/PPS à $T > T_g$.

✓ Essais de fatigue sans pré-chargement

Dans le cas d'essais cycliques, la contrainte moyenne de chargement peut être assimilée à une contrainte constante au cours de l'essai qui peut induire un phénomène de fluage à long terme. Ainsi, la connaissance du comportement en fluage sous charge monotone peut être transposée à l'analyse du comportement en fluage induit par le chargement de fatigue [Petermann, 2002a] [Petermann, 2004]. Ainsi, la déformation de fluage $\varepsilon_{fluage}(\sigma_{moyenne}, t)$ peut être considérée comme une partie de la déformation de fatigue moyenne $\varepsilon_{moyenne}$ telle que :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{max} &= \varepsilon_{moyenne} + \frac{\varepsilon_{amplitude}}{2} \\ &= \varepsilon_{fluage}(\sigma_{moyenne}, t) + \varepsilon_{fatigue}(\sigma_{moyenne}, \Delta\sigma, N) \end{aligned} \quad (\text{Eq. III.1})$$

$$\text{avec } \sigma_{moyenne} = \sigma_{max} \frac{1+R}{2} \text{ et } R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}.$$

La déformation cyclique de fatigue $\varepsilon_{fatigue}$ dépend à la fois de la contrainte moyenne $\sigma_{moyenne}$ et de l'amplitude de contrainte appliquée $\Delta\sigma$. Ainsi, en fonction des conditions de chargement en fatigue, l'une ou l'autre des contributions va être prépondérante, confirmant que les déformations plastiques associées au chargement cyclique et au fluage cyclique sont en compétition lors d'une sollicitation de fatigue. L'analyse des résultats expérimentaux de fluage au paragraphe III.2.3. indique qu'il existe un seuil de fluage monotone $\sigma_{seuil\ fluage} = 10 \text{ MPa}$ à partir duquel des déformations irréversibles sont observables. En faisant l'hypothèse que la contrainte seuil est identique pour le fluage monotone et pour le fluage cyclique, la condition de fluage cyclique est telle que :

$$\sigma_{moyenne} \geq \sigma_{seuil\ fluage} \quad (\text{Eq. III.2})$$

En d'autres termes, la part de fluage cyclique doit augmenter lorsque la contrainte moyenne de fluage excède ce seuil. Dans le cas présent, le comportement en fatigue est étudié à une contrainte maximale $50\% \sigma_u$ ($\sigma_{max} = 80 \text{ MPa}$), i.e. une contrainte moyenne $\sigma_{moyenne} = 40 \text{ MPa}$. Ainsi, en se référant au tableau III.1, on considère que la déformation de fluage cyclique est $\varepsilon_{fluage}(40 \text{ MPa}, 14h) \approx 1\%$ (14h est la durée moyenne de l'essai de fatigue). Ainsi, compte tenu de la déformation maximum à rupture $\varepsilon_{max} \approx 11\%$, on peut supposer que l'effet du fluage cyclique est limité.

✓ **Essais de fatigue avec pré-chargement**

Pour les éprouvettes ayant subi un pré-chargement de fluage, l'équation III.1 devient :

$$\varepsilon_{max} = \varepsilon_{résiduelle} + \varepsilon_{fluage}(\sigma_{moyenne}, t) + \varepsilon_{fatigue}(\sigma_{moyenne}, \Delta\sigma, N) \quad (\text{Eq. III.3})$$

Lors de pré-chargements de fluage pour des niveaux de 40 à 80MPa, la déformation plastique résiduelle $\varepsilon_{résiduelle}$ est plus ou moins importante (de 0.43% à 3.10%) selon la contrainte appliquée. Ainsi, la déformation permanente due au fluage cyclique semble s'ajouter à la déformation induite lors du pré-chargement.

En revanche, d'après l'analyse des résultats, seule l'application d'un niveau de contrainte de fluage induisant des déformations plastiques importantes (typiquement pour des niveaux supérieurs au seuil d'endommagement) permet de réduire les concentrations de contraintes dans la matrice et permet la réorientation des fibres, en accord avec les conclusions de la littérature [Petermann, 2004]. De plus, on peut supposer que la part de fluage cyclique est moins importante car elle a été « évacuée » lors du pré-chargement. Par ailleurs, le pré-chargement initie de l'endommagement (décohésion aux interfaces fibre/matrice notamment). Ces endommagements peuvent également participer à la relaxation locale des contraintes.

En d'autres termes, on peut conclure que le pré-chargement de fluage augmente de manière significative la durée de vie en fatigue lorsque la contrainte de pré-charge est supérieure au seuil d'endommagement :

$$\sigma_{préchargement \text{ de fluage}} \geq \sigma_{endommagement} \quad (\text{Eq. III.4})$$

Cependant, en comparant les essais CR1-CR2 et CR3 à 80MPa (cf. Figure III-50 et Figure III-51), il apparaît que le temps de maintien joue également un rôle important sur le comportement en fatigue, bien que la contrainte de pré-charge soit égale au seuil d'endommagement. En effet, le pré-chargement CR2 dont la durée est 5 fois plus longue que le cas de chargement CR1 se traduit par une augmentation de la durée de vie.

Ainsi, à partir de la connaissance du comportement du matériau sous chargement de fatigue monotone, il est possible de prédire la contribution du fluage préalable au développement de la déformation au cours d'un essai de fatigue.

III.5 Conclusion

Cette campagne expérimentale avait pour ambition d'étudier le comportement à long terme et en fatigue de stratifiés tissés C/PPS et C/Epoxy à $T=120^{\circ}\text{C}$ telle que $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$. Le travail a été réalisé en quatre étapes :

- Etude du comportement visco-élasto-plastique de stratifiés C/PPS et C/Epoxy à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ à partir d'essais de fluage-recouvrance.
- Etude du comportement en fatigue de stratifiés C/PPS et C/Epoxy orientés $[(+45,-45)]_7$.
- Etude du comportement en fatigue de stratifiés C/PPS et C/Epoxy QI.
- Etude de l'interaction fluage/fatigue dans des stratifiés C/PPS à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ au cours d'un essai de fatigue.

La première étape a confirmé un comportement quasi-indépendant du temps pour l'empilement QI, dont la réponse est dominée par les fibres à 0° . Ensuite, des essais de fluage-recouvrance ont été conduits à des niveaux de contrainte appliquée inférieurs au seuil d'endommagement du matériau identifié. Ces essais ont permis de mettre en évidence le comportement visco-élasto-plastique très marqué du C/PPS en raison de la nature très ductile de la matrice PPS à $T > T_g$. Dans le cas du C/Epoxy ($T < T_g$), la réponse moins ductile de la matrice rend le comportement dépendant du temps moins marqué et principalement dû aux effets viscoplastiques.

Les seconde et troisième parties font partie intégrante d'une étude sur le comportement en fatigue de stratifiés tissés C/PPS et C/Epoxy qui visait à comprendre l'influence de la ductilité et des effets dépendant du temps sur le comportement cyclique. Pour cela, les essais ont été réalisés à deux fréquences (1 et 10Hz).

Dans la seconde partie, l'analyse du comportement en fatigue de stratifiés à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ s'est révélée essentielle pour appréhender la contribution des plis à 45° dans des stratifiés QI $[(0,90);(+45,-45);(0,90);(+45,-45);(0,90);(+45,-45);(0,90)]$. Les résultats montrent que, dans le cas du C/Epoxy, l'augmentation de la fréquence a tendance à allonger la durée de vie, alors qu'elle n'a quasiment pas d'effet sur les stratifiés C/PPS. La comparaison des réponses macroscopiques et des faciès de rupture a permis de mettre en évidence un comportement en fatigue très différent pour les deux matériaux. Si les mécanismes de plastification accompagnée de la réorientation des fibres semblent prévaloir pour les stratifiés C/PPS, c'est l'endommagement (décohésions aux interfaces fibre/matrice et aux interplis) qui est prépondérant. En effet, le comportement ductile de la matrice PPS permet de retarder le seuil de fissuration de la résine par plastification, donnant aux zones riches en matrice un rôle prépondérant dans l'évolution de l'endommagement en agissant comme des barrières à la fissuration.

L'étude du comportement de stratifiés QI C/PPS et C/Epoxy, s'est concentrée sur l'identification et la mise en évidence de la chronologie d'endommagement au cours d'un essai de fatigue. En effet, une fractographie post-mortem et des observations microscopiques (longitudinales et transversales) à différents stades de la durée de vie ont démontré des comportements radicalement différents. D'une part, les stratifiés C/PPS sont caractérisés par une ruine de type fragile sans signe préalable de rupture. L'endommagement apparaît principalement sous forme de fissures intra-torons longitudinales et transversales multiples dans les plis à $\pm 45^\circ$ aboutissant à de la fissuration inter-laminaire et un délaminage modéré sur les bords libres de l'éprouvette. D'autre part, le C/Epoxy présente une rupture progressive essentiellement dominée par des décohésions fibre/matrice et un délaminage important. De plus, le phénomène de ralentissement de la propagation de la fissuration par plastification de la matrice PPS a clairement été observée au niveau des zones riches en matrice proches des plis à 45° , expliquant en partie un endommagement très localisé suivi d'une rupture catastrophique des fibres à 0° .

Finally, the last step consisted in evaluating the interaction that could exist between creep and fatigue during a cyclic test on C/PPS stratified plies. It appears clearly that a pre-creep at a stress level higher than the damage threshold has the effect of significantly increasing the fatigue life, just as a long maintenance time. Moreover, the mechanisms of matrix plasticity and fiber reorientation contribute to reduce the stress concentrations and to slow down the damage progression.

✓ **Références Bibliographiques :**

- Al-Hmouz, I.A. (1997)**, The effect of loading frequency and loading level on the fatigue behavior of angle-ply Carbon/PEEK Thermoplastic composites. Department of Mechanical Engineering. Montreal, Master Degree of Concordia University.
- Aucher, J. (2009)**, Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable, PhD thesis at the INSA Rouen.
- Avanzini, A. , G. Donzella , D. Gallina , S. Pandini et C. Petrogalli (2013)**, *Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites*, Composites Part B: Engineering, 45(1): 397-406.
- Bassery, J. (2011)**, Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites, PhD Thesis of Ecole Nationale Supérieures des Mines de Paris.
- Chen, H.-S. et S.-F. Hwang (2009)**, *A fatigue damage model for composite materials*, Polymer Composites, 30(3): 301-308.
- Daggumati, S. , I. De Baere , W. Van Paepegem , J. Degrieck , J. Xu , S.V. Lomov et I. Verpoest (2013)**, *Fatigue and post-fatigue stress-strain analysis of a 5-harness satin weave carbon fibre reinforced composite*, Composites Science and Technology, 74(0): 20-27.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem et J. Degrieck (2008)**, *Comparison of the modified three-rail shear test and the [(+45°,-45°)]_{4s} tensile test for pure shear fatigue loading of carbon fabric thermoplastics*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 31(6): 414-427.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem , C. Hochard et J. Degrieck (2011a)**, *On the tension-tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part II: Evaluation of a dumbbell-shaped specimen*, Polymer Testing, 30(6): 663-672.
- De Baere, I. , W. Van Paepegem , M. Quaresimin et J. Degrieck (2011b)**, *On the tension-tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part I: Limitations of the ASTM D3039/D3479 standard*, Polymer Testing, 30(6): 625-632.
- El Mahi, A. , J.M. Berthelot et J. Brillaud (1995)**, *Stiffness reduction and energy release rate of cross-ply laminates during fatigue tests*, Composite Structures, 30(2): 123-130.
- Epaarachchi, J.A. et P.D. Clausen (2003)**, *An empirical model for fatigue behavior prediction of glass fibre-reinforced plastic composites for various stress ratios and test frequencies*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 34(4): 313-326.
- Fernando, G. (2003)**, The effect of interleaving on the fatigue behaviour of fibre composites. Fatigue in Composites: Science and Technology of the Fatigue Response of Fibre-Reinforced Plastics, Woodhead Publishing: 189-241.
- Ferreira, J.A.M. , J.D.M. Costa , P.N.B. Reis et M.O.W. Richardson (1999)**, *Analysis of fatigue and damage in glass-fibre-reinforced polypropylene composite materials*, Composites Science and Technology, 59(10): 1461-1467.

- Franco, L.A.L. , M.L.A. Graça et F.S. Silva (2008)**, *Fractography analysis and fatigue of thermoplastic composite laminates at different environmental conditions*, Materials Science and Engineering: A, 488(1-2): 505-513.
- Gamstedt, E.K. (2000)**, *Effects of debonding and fiber strength distribution on fatigue-damage propagation in carbon fiber-reinforced epoxy*. Hoboken, NJ, Etats-Unis, Wiley
- Gao, F. , L. Boniface , S.L. Ogin , P.A. Smith et R.P. Greaves (1999)**, *Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation*, Composites Science and Technology, 59(1): 123-136.
- Gyekenyesi, A.L. (1998)**, *Isothermal fatigue, damage accumulation, and life prediction of a woven PMC*. [Cleveland, Ohio] : [Springfield, Va. :, National Aeronautics and Space Administration, Lewis Research Center ; National Technical Information Service, distributor
- Harris, B. (2003)**, *Fatigue in composites : science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge
- Hochard, C. et Y. Thollon (2010)**, *A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions*, International Journal of Fatigue, 32(1): 158-165.
- Jones, D.P. , D.C. Leach et D.R. Moore (1985)**, *Mechanical properties of poly(ether-ether-ketone) for engineering applications*, Polymer, 26(9): 1385-1393.
- Katouzian, M. , O.S. Bruller et A. Horoschenkoff (1995)**, *On the Effect of Temperature on the Creep Behavior of Neat and Carbon Fiber Reinforced PEEK and Epoxy Resin*, Journal of Composite Materials, 29(3): 372-387.
- Kim, S.J. et J.Y. Cho (1992)**, *Role of matrix in viscoplastic behavior of thermoplastic composites at elevated temperature*, AIAA (American Institute of Aeronautics and Astronautics) Journal, 30(10): 2571-2573.
- Kumar, R. et R. Talreja (2000)**, *Fatigue damage evolution in woven fabric composites*. AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conferences and Exhibit. Atlanta, .
- Ladeveze, P. et E. LeDantec (1992)**, *Damage modelling of the elementary ply for laminated composites*, Composites Science and Technology, 43(3): 257-267.
- Le Dantec, E. (1989)**, *Contribution à la modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés*. Mécanique appliquée. Paris, Université Paris 6.
- Lee, C.H. et M.H.R. Jen (2000)**, *Fatigue Response and Modelling of Variable Stress Amplitude and Frequency in AS-4/PEEK Composite Laminates, Part 1: Experiments*, Journal of Composite Materials, 34(11): 906-929.
- Loverich, J.S. , B.E. Russell , S.W. Case et K.L. Reifsnider (2000)**, *Life prediction of PPS composites subjected to cyclic loading at elevated temperatures*, Polym. Compos., ASTM STP 1357,(1357): 8.
- Mao, H. et S. Mahadevan (2002)**, *Fatigue damage modelling of composite materials*, Composite Structures, 58(4): 405-410.

- Meraghni, F. et M.L. Benzeggagh (1995)**, *Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites*, Composites Science and Technology, 55(2): 171-186.
- Miner, M.A. (1945)**, *Cumulative damage in Fatigue*, Journal of Applied Mechanics, 12(3): 159-164.
- Montesano, J. , M. Selezneva , Z. Fawaz , C. Poon et K. Behdian (2012)**, *Elevated temperature off-axis fatigue behavior of an eight-harness satin woven carbon-fiber/bismaleimide laminate*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 43(9): 1454-1466.
- Nouri, H. , F. Meraghni et P. Lory (2009)**, *Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics*, International Journal of Fatigue, 31(5): 934-942.
- Pandita, S.D. , G. Huysmans , M. Wevers et I. Verpoest (2001)**, *Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on- and off-axis directions*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 32(10): 1533-1539.
- Payan, J. et C. Hochard (2002)**, *Damage modelling of laminated carbon/epoxy composites under static and fatigue loadings*, International Journal of Fatigue, 24(2,À4): 299-306.
- Petermann, J. (2004)**, *A contribution to evaluate and predict the strength and life time of angleply CFRP laminates under static and cyclic loads*. Göttingen, Cuvillier Verlag
- Petermann, J. et K. Schulte (2002a)**, *The effects of creep and fatigue stress ratio on the long-term behaviour of angle-ply CFRP*, Composite Structures, 57(14): 205-210.
- Petermann, J. et K. Schulte (2002b)**, *Strain based service time estimation for angle-ply laminates*, Composites Science and Technology, 62(7,À8): 1043-1050.
- Plumtree, A. , M. Melo et J. Dahl (2010)**, *Damage evolution in a [± 45]₂S CFRP laminate under block loading conditions*, International Journal of Fatigue, 32(1): 139-145.
- Renz, R. et R. Szymikowski (2010)**, *Locally resolved hysteresis measurement of advanced glass-mat thermoplastic composites*, International Journal of Fatigue, 32(1): 174-183.
- Rotem, A. (1989)**, *Stiffness change of a graphite epoxy laminate under reverse fatigue loading*. Philadelphia, PA, Etats-Unis, ASTM 11
- Tamuzs, V. , K. Dzelzitis et K. Reifsnider (2004)**, *Fatigue of Woven Composite Laminates in Off-Axis Loading I. The Mastercurves*, Applied Composite Materials, 11(5): 259-279.
- Tang, H. , T. Nguyen , T. Chuang , J. Chin , J. Lesko et H. Wu (2000)**, *Fatigue Model for Fiber-Reinforced Polymeric Composites*, Journal of Materials in Civil Engineering, 12(2): 97-104.
- Totry, E. , J.M. Molina-Aldaregua , C. Gonzalez et J. Llorca (2010)**, *Effect of fiber, matrix and interface properties on the in-plane shear deformation of carbon-fiber reinforced composites*, Composites Science and Technology, 70(6): 970-980.
- Uematsu, Y. , T. Kitamura et R. Ohtani (1995)**, *Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures*, Composites Science and Technology, 53(3): 333-341.

- Uematsu, Y. , T. Kitamura et R. Ohtani (1997)**, *Creep-fatigue interaction in delamination crack propagation of advanced CFRPs at high temperatures.*, High Temperature and environmental effects on polymeric composites, ASTM STP 1302, 2.
- Van Paepegem, W. et J. Degrieck (2002)**, *A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites*, International Journal of Fatigue, 24(7): 747-762.
- Vieille, B. et L. Taleb (2011)**, *About the influence of temperature and matrix ductility on the behavior of carbon woven-ply PPS or epoxy laminates: Notched and unnotched laminates*, Composites Science and Technology, 71(7): 998-1007.
- Xiao, X.R. et I.A. Al-Hmouz (1998)**, *Fatigue behavior of angle-ply AS4/PEEK Composites*. Progress in Durability Analysis of Composite Systems. K. L. Reifsnider, D. A. Dillard and A. H. Cardon. Rotterdam: 331-338.

Chapitre IV :

Revue bibliographique de la modélisation du comportement visco-élasto-plastique de stratifiés composites - Mise en œuvre d'une approche classique

Dans un premier temps, ce chapitre présente une revue bibliographique des approches utilisées pour rendre compte du comportement visqueux des CMOs (viscoélasticité ou viscoplasticité). Dans un second temps, en première approche, un modèle classique (modèle viscoélastique non-linéaire de Schapery associé au modèle viscoplastique de Zapas-Crissman) est mis en œuvre sous Matlab pour tester sa capacité à rendre compte du comportement fortement dépendant du temps de stratifiés C/PPS à plis orientés à $T > T_g$.

✓ Plan du chapitre :

IV.1	Introduction.....	128
IV.2	Viscoélasticité.....	128
IV.2.1	Modèles rhéologiques.....	128
IV.2.2	Principe de Superposition de Boltzmann	130
IV.2.3	Equation de Findley	131
IV.2.4	Formulation de Schapery.....	132
IV.2.5	Formulation Spectrale.....	133
IV.2.6	Autres modèles.....	134
IV.3	Viscoplasticité.....	135
IV.4	Mise en œuvre d'une approche classique	137
IV.4.1	Modèle visco-élasto-plastique [Schapery,1969] [Zapas,1984]	137
IV.4.2	Identification des paramètres.....	139
IV.4.3	Validation.....	144
IV.5	Conclusion.....	146

IV.1 Introduction

Classiquement, afin d'étudier le comportement non-linéaire de CMOs, le tenseur de déformation totale se décompose en plusieurs contributions : élastique, plastique, viscoélastique et viscoplastique :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^p + \underline{\varepsilon}^{ve} + \underline{\varepsilon}^{vp} \quad (\text{Eq. IV.1})$$

Cette décomposition est valable dans l'hypothèse des petites perturbations. Pour rendre compte du caractère visqueux des stratifiés à matrice TP à haute température, il est nécessaire de déterminer les lois d'évolutions des composantes de déformation non-linéaire $\underline{\varepsilon}^p$, $\underline{\varepsilon}^{ve}$ et $\underline{\varepsilon}^{vp}$.

Les CMOs héritent du comportement dépendant du temps de leur matrice. Afin de modéliser ce comportement, les moyens de prédiction et de modélisation ont été adaptés des matériaux polymères. Généralement, pour de faibles niveaux de chargement, le comportement dépendant du temps de CMOs peut être décrit par des modèles viscoélastiques linéaires. Cependant, quand la déformation dépasse 1 ou 2 %, la viscoélasticité devient non-linéaire dans la plupart des cas. Pour des niveaux de charge plus élevés, les modèles viscoélastiques perdent en précision en raison de l'apparition du phénomène irréversible : la viscoplasticité. Il faut alors associer un modèle viscoélastique et viscoplastique pour simuler le comportement visqueux. Cette revue bibliographique vise à recenser les différentes approches permettant de modéliser le comportement dépendant du temps des CMOs.

IV.2 Viscoélasticité

Comme cela a été évoqué précédemment, les CMOs présentent un comportement élastique dépendant du temps appelé la viscoélasticité, à faible niveau de chargement. Le caractère linéaire ou non-linéaire de la viscoélasticité dépend également du niveau de contrainte appliquée. Plusieurs modèles permettent de simuler ce type de comportement.

IV.2.1 Modèles rhéologiques

En première approche, le comportement visqueux des CMOs peut être décrit par des modèles rhéologiques consistant à associer des ressorts et des amortisseurs. Les ressorts représentent le comportement élastique isotrope traduit par la loi de Hooke :

$$\sigma = E\varepsilon \quad (\text{Eq. IV.2})$$

Où E est le module d'Young.

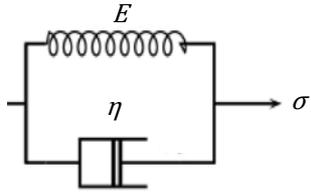
Les amortisseurs représentent le comportement dépendant du temps selon la loi de Newton :

$$\sigma = \eta \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (\text{Eq. IV.3})$$

Où η est un coefficient de viscosité.

A partir de ces éléments, plusieurs modèles permettent de représenter simplement le comportement viscoélastique ou/et viscoplastique :

- Le modèle de Voigt est composé d'un amortisseur et d'un ressort en parallèle. On notera qu'ici la déformation est limitée par l'élongation maximale du ressort. De plus, la déformation est réversible. La relation entre déformation et contrainte est donnée par :

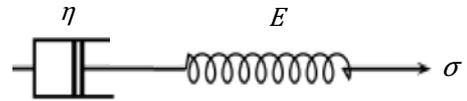


$$\sigma = E\varepsilon + \eta \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (\text{Eq. IV.4})$$

Par résolution de cette équation différentielle, si la contrainte est constante, on obtient :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E} (1 - e^{-\frac{Et}{\eta}}) \sigma \quad (\text{Eq. IV.5})$$

- Le modèle de Maxwell consiste en un amortisseur et un ressort en série. La relation $\sigma - \varepsilon$ est donnée par :



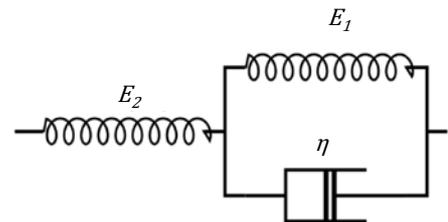
$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{\eta} \quad (\text{Eq. IV.6})$$

Lors d'un chargement de fluage, la déformation est irréversible sans limite particulière. Ainsi, ce modèle est souvent utilisé pour rendre compte de la viscoplasticité d'un matériau en toute première approche.

Cependant, ce type de modèle est plus adapté à décrire le comportement viscoélastique en relaxation d'un matériau que le fluage. Ainsi, pour une déformation constante ε_0 , la contrainte s'écrit :

$$\sigma(t) = E\varepsilon_0 (e^{-\frac{Et}{\eta}}) \quad (\text{Eq. IV.7})$$

- Le modèle Solide Linéaire Standard (SLS) ou modèle de Zener solide est une combinaison des deux précédents modèles. Dans ce cas, la déformation est réversible, puisque l'élongation totale est limitée par celle des deux ressorts. La relation $\sigma - \varepsilon$ est donnée par :



$$\frac{d\sigma}{dt} + \frac{(E_1+E_2)\sigma}{\eta} = E_2 \frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{E_1 E_2}{\eta} \varepsilon \quad (\text{Eq. IV.8})$$

ou encore
$$\frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{\tau_1} = E \left(\frac{\tau_2}{\tau_1} \frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{1}{\tau_1} \varepsilon \right)$$

où $E = \left(\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \right)^{-1}$, et les temps de relaxation τ_1 et τ_2 sont définis par : $\tau_1 = \frac{\eta}{E_1+E_2}$ et $\tau_2 = \frac{\eta}{E_2}$.

La réponse en fluage à une contrainte σ_0 est donnée par :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \left[\frac{1}{E_2} + \frac{1}{E_1} \left(1 - e^{-\frac{E_1 t}{\eta}} \right) \right] \quad (\text{Eq. IV.9})$$

Comme le montre la Figure IV-1, les deux premiers modèles ne représentent pas parfaitement la réalité. En revanche, le modèle SLS permet d'avoir une bonne première approximation du comportement pour certains matériaux.

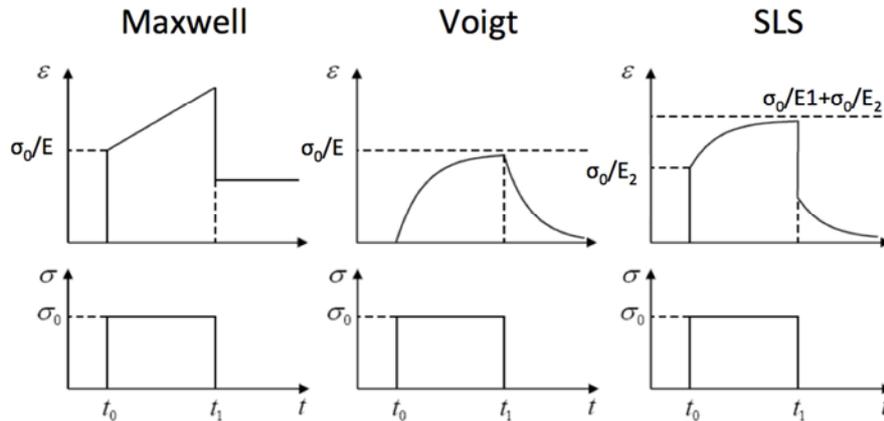


Figure IV-1 : Réponse des modèles de Maxwell, Voigt et SLS à un essai de fluage [Moczo, 2006]

Afin de rendre compte de manière plus précise du comportement viscoélastique des matériaux composites, on citera aussi le modèle de Burger ou la possibilité de généraliser les modèles précédents. En effet l'ordre de l'équation différentielle et le nombre de temps de relaxation peuvent être augmentés en associant les modèles série ou parallèle. Ainsi, le modèle de Voigt généralisé est obtenu par une combinaison série d'éléments de Voigt. Avec un nombre d'éléments suffisants ce modèle représente correctement le comportement de polymères TD fortement réticulés [Harris, 1999]. Ces modèles donnent de bons résultats en fluage et en relaxation, mais la concordance modélisation/expérience diverge pour des chargements multiaxiaux. De plus, l'approche généralisée nécessite l'identification d'un grand nombre de paramètres.

Par ailleurs, les modèles rhéologiques réversibles permettent généralement de représenter un comportement viscoélastique linéaire. Cependant, la plupart des CMOs présente un comportement viscoélastique non-linéaire à niveau de chargement croissant. Afin de prédire au mieux ce type de comportement, plusieurs auteurs ont élargi le champ d'application des modèles rhéologiques en y intégrant des paramètres prenant en compte le vieillissement des matériaux et les effets non-linéaires [Bauwens, 1992] [Hellinckx, 1994].

IV.2.2 Principe de Superposition de Boltzmann

Lors d'un chargement complexe de fluage (multi-paliers), ce principe formulé (en 1876 !) par Ludwig Boltzmann, stipule que :

- La déformation de fluage est une fonction dépendante de l'histoire de chargement du matériau.
- Chaque palier de chargement contribue de manière indépendante à l'histoire de chargement.
- La déformation totale est la somme de toutes les contributions.

Ce principe reste évidemment valable lors d'un essai de relaxation. La Figure IV-2 explicite ce principe dans le cas d'un essai de fluage multipalier avec incréments de charge variables.

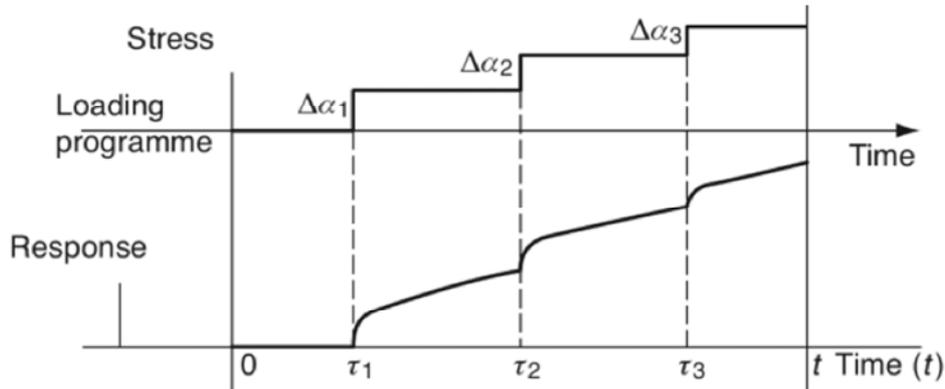


Figure IV-2 Illustration du principe de Boltzmann sur un essai de fluage à incréments de charge variables [Ward, 1971]

Le principe de superposition de Boltzmann s'écrit alors sous une forme intégrale :

$$\varepsilon(t) = D_0\sigma + \int_{-\infty}^t \Delta D(t - \tau) \frac{d\sigma(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (\text{Eq. IV.10})$$

Le premier terme représente la part de déformation instantanée où D_0 est la souplesse initiale (ou instantanée) et σ est la contrainte appliquée. Le second terme représente la déformation accumulée lors des paliers successifs. Cette intégrale est calculée de $-\infty$ à l'instant t , afin de prendre en compte l'ensemble de l'histoire de chargement. $\Delta D(t)$ est la composante souplesse de fluage transitoire. En revanche, l'application de ce principe est limitée aux matériaux possédant un comportement viscoélastique linéaire.

IV.2.3 Equation de Findley

L'équation de Findley est une loi empirique fréquemment utilisée pour décrire la réponse viscoélastique des matériaux polymères ou CMOs, de manière simple [Findley, 1967] [Pang, 1997] [Guedes, 2001] :

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + mt^n \quad (\text{Eq. IV.11})$$

où

$\varepsilon(t)$ est la déformation de fluage totale,

ε_0 est la déformation élastique initiale dépendant de la contrainte et de la température,

m est l'amplitude de déformation de fluage transitoire,

n est un paramètre matériaux indépendant des conditions de chargement.

Cette équation peut également se mettre sous la forme suivante [Tuttle, 1986] [Kolarik, 2008] :

$$\varepsilon(\sigma, T, t) = \sigma [D_0(\sigma, T) + D_t(\sigma, T)t^n] \quad (\text{Eq. IV.12})$$

où :

$\varepsilon(t)$ est la déformation de fluage totale,

T est la température,

σ est la contrainte appliquée,

D_0 est la souplesse instantanée de fluage,

D_t est l'amplitude de la souplesse de fluage transitoire,

n est un paramètre matériau indépendant des conditions de chargement.

Il est possible de combiner cette équation avec le Principe de Superposition Temps-Température-Contrainte (TTSSP), afin de prédire la réponse à long terme d'un matériau à partir des résultats d'essais de fluage courts [Ma, 1997]. Il est alors nécessaire d'intégrer des paramètres de glissement en déformation et dans le temps : a_v et a_h . L'équation s'écrit :

$$\varepsilon(\sigma, T, t) = a_v \left[\varepsilon_0(\sigma_0, T_0) + m(\sigma_0, T_0) \left(\frac{t}{a_h} \right)^n \right] \quad (\text{Eq. IV.13})$$

$$\text{Avec } a_v = \frac{\varepsilon_0(\sigma, T)}{\varepsilon_0(\sigma_0, T_0)} \text{ et } a_h = \left[\frac{\varepsilon_0(\sigma_0, T_0) m(\sigma, T)}{\varepsilon_0(\sigma, T) m(\sigma_0, T_0)} \right]^{-\frac{1}{n}}$$

IV.2.4 Formulation de Schapery

La formulation viscoélastique de Schapery est la plus utilisée pour modéliser le comportement viscoélastique non-linéaire de matériaux composites ou polymères [Schapery, 1969]. La plupart des travaux exploitant le modèle de Schapery se limite à des composites à renforts UD soumis à des chargements hors-axes [Dillard, 1987] [Horoschenkoff, 1990] [Katouzian, 1995] [Vinet, 1997] [Papanicolaou, 2004] [Dasappa, 2009]. Megnis et Varna ont proposé une méthodologie expérimentale visant à identifier les paramètres viscoélastiques non linéaires de stratifiés verre/Epoxy [Megnis, 2003]. De plus, certains auteurs ont œuvré à améliorer le modèle de Schapery afin d'élargir son champ d'applications [Haj-Ali, 2004]. A titre d'exemple, Pasricha et al [Pasricha, 1997] ont développé une formulation prenant en compte le vieillissement physique en exploitant la théorie de temps effectif de Struik [Struik, 1978].

Bien que ce modèle permette de prédire le comportement d'une grande variété de matériaux, la généralisation à des chargements multiaxiaux n'est pas aisée. De plus, cette formulation exige l'identification de nombreux paramètres, limitant son utilisation pour des applications industrielles [Maire, 1992]. Néanmoins, le modèle de Schapery a été mis en oeuvre en première approche (cf. paragraphe IV.3), afin d'éprouver ses capacités à rendre compte du comportement dépendant du temps à $T > T_g$ dans le cas de composites à renfort tissé et à matrice TP.

IV.2.5 Formulation Spectrale

Afin d'éviter les problèmes d'identification de paramètres associés aux modèles rhéologiques généralisés, il est possible d'adopter une formulation spectrale. Cette formulation consiste à relier entre eux, les paramètres liés à la viscosité par une fonction continue, augmentant ainsi le degré de liberté (nombre de temps de relaxation) tout en limitant le nombre de coefficients [Marcin, 2010]. Pour des matériaux présentant peu de mécanismes visqueux, un spectre discret simple peut être utilisé (cf. Figure IV-3-d). [Stango, 1989]. Les différents mécanismes visqueux possèdent des pondérations spécifiques qui peuvent se répartir selon plusieurs types de distribution spectre rectangulaire, triangulaire ou Gaussien (cf. Figure IV-3) [Petipas, 2000].

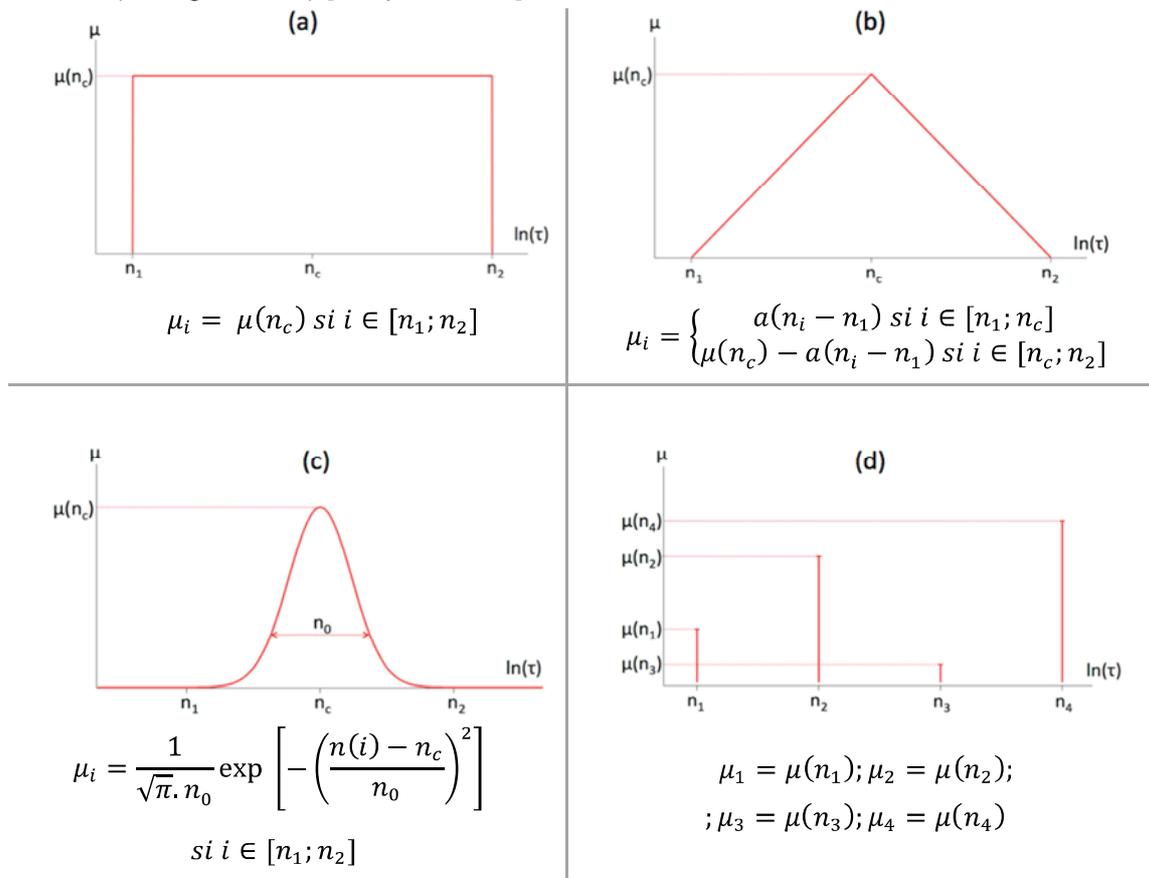


Figure IV-3 : Différents types de distribution spectrale : (a) rectangulaire - (b) Triangulaire - (c) Gaussien - (d) Spectre discret

La justification thermodynamique de ce modèle a été établie par Nowick [Nowick, 1972]. Maire a adapté et développé la formulation spectrale dans le cas des composites UD à matrice TD [Maire, 1992]. Ce modèle a été exploité dans plusieurs travaux [Carbillet, 2005] [Boubakar, 2003] [Marcin, 2010]. Il a également été associé à d'autres formulations pour obtenir un modèle hybride multi-échelles visant à étudier l'endommagement et la rupture de matériaux composites à matrice TD [Laurin, 2007].

Dans le cas présent, ce modèle a été choisi pour deux raisons : une formulation tensorielle et un nombre limité de paramètres à identifier. Par rapport aux travaux précédents, l'objectif est également de vérifier l'applicabilité de cette approche pour des composites à matrice TP à $T > T_g$ i.e. possédant un comportement fortement dépendant du temps. Les lois constitutives de ce modèle sont présentées dans le paragraphe V.1.1.2.

IV.2.6 Autres modèles

D'autres modèles basés sur une modélisation micromécanique ont été développés dans le but de prédire le comportement viscoélastique de composites renforcés par des particules. Les matériaux composites considérés sont constitués d'inclusions rigides parfaitement sphériques associées à une matrice viscoélastique linéaire ou non. Selon cette approche, Brinson et al. ont réalisé une revue bibliographique exhaustive des méthodes de modélisation dans le cas de composites multi-phases possédant au moins une phase viscoélastique [Brinson, 1998]. Par ailleurs, Levesque et al. ont utilisé l'approche de Mori-Tanaka [Mori, 1973], pour proposer un schéma d'homogénéisation linéarisé dans le but de prédire la réponse viscoélastique non-linéaire de polymères renforcés par des microparticules solides [Levesque, 2004]. Les particules possèdent un comportement élastique linéaire, tandis que le comportement viscoélastique non-linéaire de la matrice est représenté par le modèle de Schapery [Schapery, 1997]. La réponse effective du matériau est prédite à l'aide d'un matériau linéaire de comparaison obtenu par une linéarisation sécante du comportement de la matrice autour de l'histoire de contrainte moyenne dans cette phase. Le matériau de comparaison est thermo-viscoélastique linéaire et le problème d'homogénéisation est résolu à l'aide du principe de correspondance [Hashin, 1970]. Suivant la même logique, le modèle micromécanique proposé par Muliana et al. permet de prédire la réponse viscoélastique non linéaire homogène de polymères renforcés en dissociant le comportement d'éléments constitutifs agencés de manière périodique. Cette approche simplifiée est également intéressante dans la mesure où elle peut être facilement couplée à différents modèles de comportement, offrant la possibilité d'une intégration dans le cadre d'un matériau multi-échelles [Muliana, 2007].

On peut également citer des approches originales basées sur des modèles micro et macro-mécaniques exploitant la transformée de Laplace [Lahellec, 2007] [Harris, 1998]. Lahellec et al. ont développé des modèles de comportement effectif de composites fibreux, construits à partir de lois rhéologiques décrivant la viscoélasticité linéaire (Maxwell et Kelvin-Voigt généralisé) et supposant le comportement élastique linéaire des fibres. Les résultats théoriques et les outils prédictifs, initialement développés pour des matériaux composites élastiques sont étendus aux matériaux viscoélastiques au moyen d'une intégration directe dans le temps et d'une procédure variationnelle incrémentale. Ainsi, les équations gouvernant l'état local et les propriétés effectives de composites viscoélastiques linéaires sont, après application de la transformée de Laplace, parfaitement transposables par rapport à celles d'un composite élastique linéaire. Malgré le potentiel offert en termes de résultats par la transformée de Laplace et cette intégration, cette méthode reste coûteuse numériquement. Comparativement, les modèles phénoménologiques basés sur des variables internes s'avèrent plus efficaces et plus flexibles (modèle de Schapery notamment).

IV.3 Viscoplasticité

En fonction des conditions de sollicitation thermomécanique, les CMOs peuvent présenter un comportement irréversible dépendant du temps, appelé viscoplasticité. Afin de modéliser ce type de comportement, différents modèles ont été développés.

Le modèle le plus classique provient de la généralisation du modèle de Maxwell, précédemment évoqué : le modèle de Norton. Pour une sollicitation unidirectionnelle, le taux de déformation viscoplastique en fonction de la contrainte appliquée, s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{vp}(t) = \left(\frac{\sigma}{K_N}\right)^N \quad (\text{Eq. IV.14})$$

avec les coefficients K_N et N qui sont des paramètres matériaux.

On citera aussi le modèle de Norton généralisé à toutes les directions, qui intègre le concept de domaine élastique en considérant les effets visqueux comme une pénalisation du comportement irréversible indépendant du temps [Lemaitre, 2009]. Le problème de dépendance au temps et de son implémentation sont traités dans le cadre des matériaux standard généralisés [Halphen, 1975]. Les lois constitutives de ce modèle sont explicitées dans le paragraphe V.1.1.3.

Zapas et Crissman, pour leur part, ont proposé une approche basée sur le concept de temps effectif \hat{t} [Zapas, 1984]:

$$\varepsilon_{vp}(t) = \int_0^t \frac{dP(\sigma(\xi), \hat{t}(\xi))}{d\xi} d\xi \quad (\text{Eq. IV.15})$$

Le temps effectif $\hat{t}(\tau)$ dépend de l'histoire de chargement du matériau, ou plus particulièrement de la déformation viscoplastique accumulée. Il est défini comme le temps au bout duquel la déformation de fluage $\varepsilon_{vp}(\tau)$ est atteinte en considérant que la contrainte σ est appliquée depuis le début de l'essai. On peut alors calculer le temps effectif par l'équation: $\varepsilon_{vp}(\tau) = P(\sigma, \hat{t}(\tau))$

En fonction du modèle utilisé, la fonction P peut prendre différentes formes selon que les paramètres dépendent ou non de la contrainte appliquée :

- L'approche de Zapas et Crissman [Zapas, 1984] :

$$P(\sigma, t) = C(\sigma^N t)^n \quad (\text{Eq. IV.16})$$

Où C , n et N sont des paramètres matériaux indépendants de la contrainte appliquée.

Cette formulation a été testée sur des matériaux tels que le Polyéthylène pour représenter des comportements en fluage-recouvrance. Tuttle et al. ont utilisé cette formulation en complément du modèle viscoélastique de Schapery afin de rendre compte du comportement en fluage de composites à matrice bismaléimide [Tuttle, 1986].

- L'approche de Lai et Bakker [Lai, 1995] :

$$P(\sigma, t) = \sigma D_p(\sigma) t^{m(\sigma)} \quad (\text{Eq. IV.17})$$

Où D_p et m sont des paramètres matériaux dépendant du niveau de contrainte appliquée.

Cette approche est en fait une généralisation du modèle de Zapas-Crissman aux chargements cycliques à niveaux de contrainte maximum variables.

Par ailleurs, de nombreux modèles phénoménologiques ont été développés afin de prédire au mieux la viscoplasticité des CMOs [Masuko, 2004] [Kawai, 2003] [Al-Haik, 2001]. On citera notamment une formulation développée par [Sun, 1991] permettant de traduire la part d'anisotropie dans l'écoulement viscoplastique au moyen d'un seul paramètre sur des stratifiés de type C/Epoxy UD. Cette dernière fut généralisée à tout type de drapage par [Gates, 1991]. Basé sur le même principe, cette approche a été étendue dans de multiples configurations prenant en compte l'effet de la température et de la vitesse de chargement [Kawai, 2001] [Weeks, 1998] [Ding, 2006].

Enfin, afin de se différencier des modèles classiques, un modèle constitutif a été développé, basé sur les « réseaux neuraux artificiels » (ou « Artificial Neural Networks ») [Zhang, 2003]. Cette approche s'avère être plus précise sur une fourchette plus large de contrainte et de température que les formulations viscoélastiques non-linéaires, en particulier à des températures $T > T_g$. Cependant, ces approches sont plus complexes à implémenter.

Afin de prendre en compte la dépendance temps/température des composites à matrice TP (C/PEEK UD) au-delà de T_g , certaines formulations peuvent se baser sur l'écroutissage isotrope et cinématique non-linéaire [Ha, 1991].

IV.4 Mise en œuvre d'une approche classique

Comme cela a été introduit précédemment, le modèle de Schapery est un des modèles les plus utilisés pour rendre compte du comportement viscoélastique non-linéaire des matériaux polymères CMOs. Cette formulation dérive des principes fondamentaux de la thermodynamique des processus irréversibles. Elle a été éprouvée sur une grande variété de matériaux composites à matrice organique (TD ou TP). Comme la plupart des CMOs présentent un comportement combinant viscoélasticité et viscoplasticité, le modèle de Schapery est souvent associé à un modèle viscoplastique (cf. IV.2.1.2) [Dasappa, 2010] [Nordin, 2006] [Schapery, 1997]. Dans le cas présent, le modèle de Schapery et le modèle de Zapas-Crissman ont été adoptés afin d'éprouver leur capacité à rendre compte du comportement fortement visqueux des composites à matrice TP à $T > T_g$ et à renfort tissé.

IV.4.1 Modèle visco-élasto-plastique [Schapery,1969] [Zapas,1984]

IV.4.1.1 Viscoélasticité

Le modèle de Schapery est aussi bien formulé en déformation (fluage) qu'en contrainte (relaxation). On se limitera ici au cas du fluage (expression de la déformation en fonction de la contrainte appliquée). Initialement, le modèle de Schapery a été développé pour des chargements multiaxiaux. Cependant, il est le plus souvent utilisé sous sa forme uniaxiale, pour laquelle la déformation viscoélastique s'écrit :

$$\varepsilon_{ve}(t) = g_0 D_0 \sigma + g_1 \int_{0^-}^t \Delta D (\psi - \psi') \frac{d(g_2 \sigma)}{d\tau} d\tau \quad (\text{Eq. IV.18})$$

où ψ et ψ' représentent les temps réduits définis par : $\psi = \psi(t) = \int_{0^-}^t \frac{dt'}{a_\sigma}$ et $\psi' = \psi(\tau) = \int_{0^-}^{\tau} \frac{dt'}{a_\sigma}$.

Les coefficients g_0 , g_1 , g_2 , a_σ sont les paramètres matériaux viscoélastiques non-linéaires dépendant du niveau de contrainte appliquée. Chacun de ces paramètres possède un effet propre sur la réponse en fluage :

- g_0 prend en compte les effets de la contrainte sur la souplesse instantanée D_0 ,
- g_1 prend en compte les effets de la contrainte sur les souplesses transitoires D_i ,
- g_2 gère les effets de vitesse de chargement sur la réponse en fluage,
- a_σ est un facteur de glissement agissant sur le temps effectif.

On peut préciser que lorsque ces paramètres sont égaux à 1, on retrouve l'expression du principe de superposition de Boltzmann.

$\Delta D(t)$ représente la souplesse de fluage transitoire, qui est généralement représentées par une série de Prony :

$$\Delta D(t) = \sum_{i=1}^N D_i \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}}\right) \quad (\text{Eq. IV.19})$$

avec D_i et τ_i qui sont des constantes matériaux représentant respectivement, les souplesses transitoires et les temps de relaxation associés à un mécanisme visqueux ($i \in [1, N]$).

Dans le cas du fluage, la consigne peut être décrite par un échelon d'Heaviside d'amplitude σ_0 pour $t \in [0, t_a]$, suivi d'une recouvrance ($\sigma=0$) pour $t \in [t_a, t_b]$, (cf. Figure IV-4).

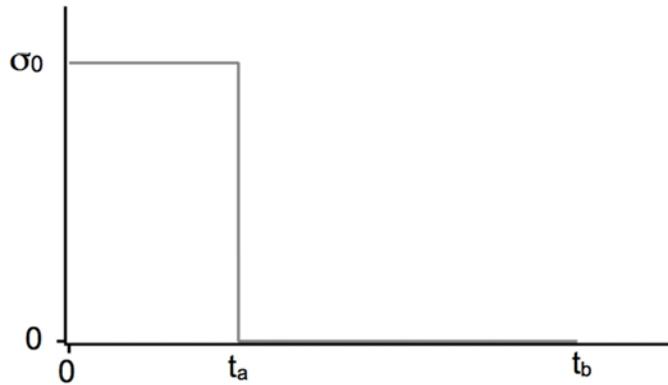


Figure IV-4 : Consigne de fluage appliquée

Ainsi, dans la phase de maintien sous charge pour $t \in [0, t_a]$, la déformation peut être définie par :

$$\varepsilon(t) = \sigma \left[g_0 D_0 + g_1 g_2 \sum_{i=1}^n D_i \left(1 - e^{-\frac{t}{a_\sigma \tau_i}}\right) \right] \quad (\text{Eq. IV.20})$$

et dans la phase de recouvrance, pour $t \in [t_a, t_b]$, la déformation s'écrit:

$$\varepsilon(t) = \sigma g_2 \sum_{i=1}^N D_i \left(1 - e^{-\frac{t_a}{a_\sigma \tau_i}}\right) e^{-\frac{(t-t_a)}{a_\sigma \tau_i}} \quad (\text{Eq. IV.21})$$

Ces lois constitutives des comportements viscoélastique et viscoplastique ont été implémentées dans Matlab.

IV.4.1.2 Viscoplasticité

La formulation de Zapas-Crissman est choisie pour être associée au modèle de Schapery, en raison notamment de paramètres constants quel que soit le niveau de contrainte appliquée. Ainsi, pour $t \in [0, t_a]$:

$$\varepsilon_{vp}(\sigma, t) = C(\sigma_0^N t)^n \quad (\text{Eq. IV.22})$$

Puis, pour $t \in [t_a, t_b]$:

$$\varepsilon_{vp}(\sigma, t) = \varepsilon_{vp}(\sigma_0, t_a) = (\sigma_0^N t_a)^n \quad (\text{Eq. IV.23})$$

IV.4.2 Identification des paramètres

Afin de pouvoir simuler la réponse à un chargement de type fluage-recouvrance de composites à matrice TP pour $T > T_g$, il est nécessaire d'identifier les paramètres des modèles introduits précédemment. La procédure d'identification utilisée dans ce travail a été décrite dans [Nordin, 2005]. Elle est basée sur des résultats des essais de fluage-recouvrance (cf. paragraphe III.2.3).

IV.4.2.1 Détermination de la zone de linéarité de la viscoélasticité

La première étape de l'identification des paramètres non-linéaires de Schapery consiste à déterminer l'intervalle de linéarité de la viscoélasticité du matériau étudié. Il est alors nécessaire de construire les courbes isochrones [Vinet, 1997]. Ces courbes sont obtenues en relevant les déformations viscoélastiques pour chaque niveau de sollicitation, à un instant donné. Ces relevés sont réalisés dans la phase de recouvrance, lorsque le comportement est purement viscoélastique. Dans cette phase, la part irréversible (viscoplasticité) est égale à la déformation permanente en fin d'essai.

Afin de vérifier la valeur, la déformation viscoélastique est relevée pour un temps de 1 heure et de 3 heures après le basculement. Ces déformations sont alors obtenues par soustraction de la déformation irréversible.

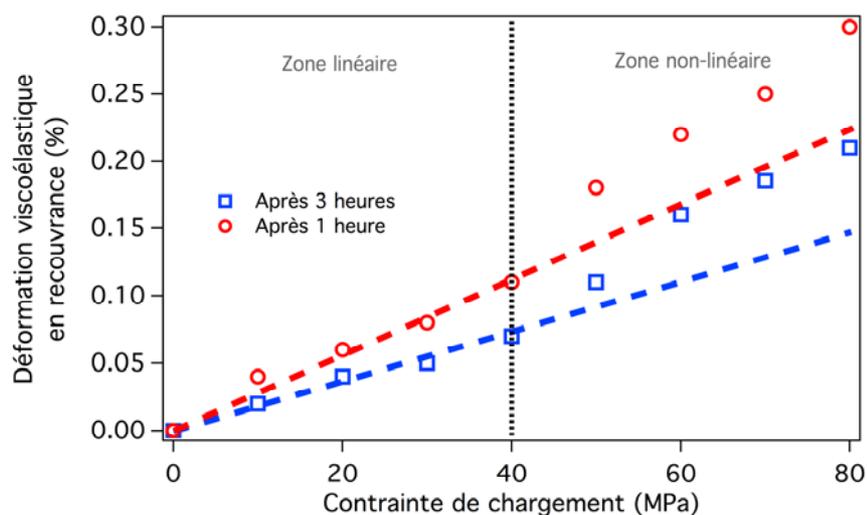


Figure IV-5 : Courbes isochrones en recouvrance à deux instants donnés et identification de la limite de non-linéarité du stratifié C/PPS

Pour les deux instants considérés, on remarque une forte non-linéarité à partir d'un seuil voisin de 40 MPa. Ce résultat permet de considérer que pour des contraintes de fluage supérieures à 40 MPa, le comportement viscoélastique du C/PPS à 120°C peut être qualifié de non-linéaire.

IV.4.2.2 Détermination des paramètres viscoélastique

L'identification de ces paramètres est obtenue à partir des essais de fluage-recouvrement par une méthode des moindres carrés combinée à la méthode proposée par Nordin et Varna [Nordin, 2005].

✓ Paramètres viscoélastiques linéaires

Classiquement et pour des raisons de commodité d'identification des paramètres, il est possible de choisir arbitrairement une distribution des temps de relaxation τ_i selon une loi de puissance telle que $\tau_i = 10^i$. Ainsi, les paramètres viscoélastiques linéaires se résument aux souplesses transitoires associés à la série de Prony. L'identification de ces paramètres est réalisée lors de la phase de recouvrance de l'essai mettant en évidence un comportement purement viscoélastique (essai à 10 MPa – cf. paragraphe III.2.3). L'expression de la déformation de recouvrance en zone linéaire s'écrit :

$$\varepsilon_{rec}(t) = \sigma \sum_{i=1}^N D_i \left(1 - e^{-\frac{t_a}{\tau_i}} \right) e^{-\frac{(t-t_a)}{\tau_i}} \quad (\text{Eq. IV.24})$$

Une identification des paramètres D_i et τ_i basée sur la méthode des moindres carrés permet d'obtenir les couples (D_i, τ_i) optimaux (cf. Tableau IV-1).

Tableau IV-1 : Paramètres viscoélastiques linéaires identifiés

D_i (MPa ⁻¹)	τ_i (s)
3.3102*10 ⁻⁶	10
1.2463*10 ⁻⁴	100
5.3445*10 ⁻⁶	1000
3.9398*10 ⁻⁵	10000
1.5401*10 ⁻⁵	100000

Afin de rendre compte correctement des effets visqueux sur un temps très court, il est possible de considérer la souplesse instantanée D_0 comme étant l'inverse du module de rigidité déterminé au cours de l'essai. Ici, on a $D_0 = 2.3 \cdot 10^{-4}$ MPa⁻¹.

✓ Paramètres viscoplastiques

Avant d'identifier les paramètres viscoélastiques non-linéaires, il est nécessaire de connaître la part de viscoplasticité générée durant les essais de fluage. Pour cela, les paramètres de la loi de Zapas-Crissman sont identifiés à partir de la méthode présentée dans [Nordin, 2006]. L'identification se fait en deux étapes et nécessite la réalisation d'essais de fluage à niveaux de contraintes variables pour un temps égal et vice versa. Pour un essai de fluage d'une durée t_0 , la déformation viscoplastique est donnée par :

$$\varepsilon_{vp} = C \sigma^{N.n} t_0^n = B \sigma^{N.n} \quad (\text{Eq. IV.25})$$

Ainsi, à partir des essais de fluage de 24 heures réalisés dans le Chapitre III, on peut obtenir $B = 3.5 \times 10^{-7}$ et $N \times n = 2.63$, par régression linéaire et passage au logarithme.

Pour compléter l'identification, trois essais de fluage-recouvrance courts à 50 MPa sont réalisés sur la même éprouvette. Le premier essai consiste en un palier de maintien d'1 heure suivi de 7 heures de recouvrance et les deux autres en un palier de maintien de 2 heures suivi de 7 heures de recouvrance. Ces différents essais permettent de connaître la déformation permanente après 1 heure, 3 heures et 5 heures de fluage. La possibilité d'additionner les déformations irréversibles a été vérifiée par [Nordin, 2006].

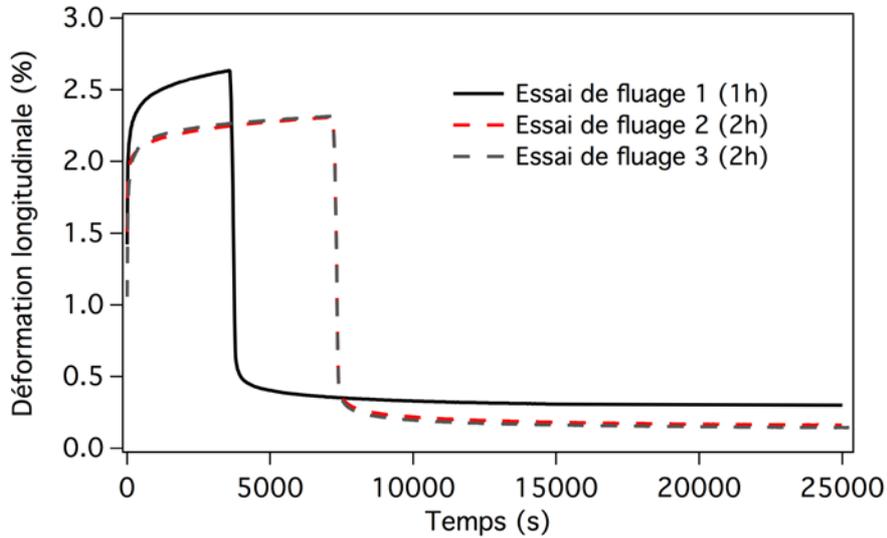


Figure IV-6 : Essais de fluage-recouvrance courts sur une même stratifié C/PPS à 120°C

Pour des essais de fluage à contrainte de maintien σ_0 égale, on peut écrire :

$$\varepsilon_{vp} = C \sigma_0^{N.n} t^n = A t^n \quad (\text{Eq. IV.26})$$

De la même façon que précédemment, un passage au logarithme et une régression linéaire permettent d'obtenir $A = 6.6 \times 10^{-3}$ et $n = 0.0383$. Finalement, on obtient :

$$C = 2.28 \times 10^{-7}$$

$$n = 0.0383$$

$$N = 68.6$$

✓ Paramètres viscoélastiques non-linéaires

Quand la part viscoplastique est déterminée, les paramètres viscoélastiques non-linéaires peuvent être identifiés à partir des données pour les niveaux de chargement supérieur au seuil de linéarité (40MPa). On procède alors en plusieurs étapes :

- (1) Le paramètre régissant la non-linéarité de la souplesse instantanée est facilement déterminé par le relevé des déformations instantanées sur les essais de fluage-recouvrance. Ce paramètre est obtenu par normalisation de la déformation par une déformation instantanée dans la région linéaire (ici, pour 10 MPa), ainsi :

$$g_0(\sigma) = \frac{\varepsilon_{inst}(\sigma)}{\varepsilon_{inst}^0} \quad (\text{Eq. IV.27})$$

- (2) Il est possible de réécrire la déformation de recouvrance donnée par le modèle de Schapery en posant $A_i = g_2 D_i \left[1 - \exp\left(-\frac{t_a}{a_\sigma \tau_i}\right) \right]$, on obtient alors :

$$\varepsilon_{rec}(t) = \sigma \sum_{i=1}^N A_i e^{-\frac{(t-t_a)}{\tau_i}} \quad (\text{Eq. IV.28})$$

Pour chaque niveau de contrainte, les coefficients A_i sont déterminés par la méthode des moindres carrés sur chaque courbe de recouvrance.

- (3) La déformation totale de fluage $\varepsilon_{tot}^{flu}(t_a)$ peut alors être obtenue facilement :

$$\varepsilon_{tot}^{flu}(t_a, \sigma) = \varepsilon_{inst}(\sigma) + g_1 \sigma \sum_{i=1}^N A_i(\sigma) + \varepsilon_{vp}(t_a) \quad (\text{Eq. IV.29})$$

A partir des valeurs expérimentales de la déformation totale associée à chaque niveau de contrainte appliquée, il vient:

$$g_1(\sigma) = \frac{\varepsilon_{tot}^{flu}(t_a, \sigma) - \varepsilon_{inst}(\sigma) - \varepsilon_{vp}(t_a)}{\sigma \sum_{i=1}^N A_i(\sigma)} \quad (\text{Eq. IV.30})$$

- (4) Lorsque g_0 et g_1 sont identifiés, g_2 et a_σ peuvent être déterminés, en connaissant la part viscoplastique de la réponse (modèle identifié précédemment). On rappelle que la déformation de fluage dans la zone non-linéaire s'écrit :

$$\varepsilon_{flu}(t) = \sigma \left[g_0 D_0 + g_1 g_2 \sum_{i=1}^n D_i \left(1 - e^{-\frac{t}{a_\sigma \tau_i}} \right) \right] + \varepsilon_{vp}(t) \quad (\text{Eq. IV.31})$$

g_2 et a_σ sont alors déterminés à partir des courbes de fluage, par la méthode des moindres carrés.

- (5) L'interpolation des données par des polynômes du 2nd degré permet ensuite d'obtenir la valeur de chaque paramètre pour une contrainte supérieure au seuil de linéarité.

Une telle procédure d'identification est programmée sous Matlab afin d'obtenir les paramètres viscoélastiques non-linéaires de Schapery pour les stratifiés C/PPS [(+45,-45)]₇ à 120°C. Les résultats sont présentés sur la Figure IV-7.

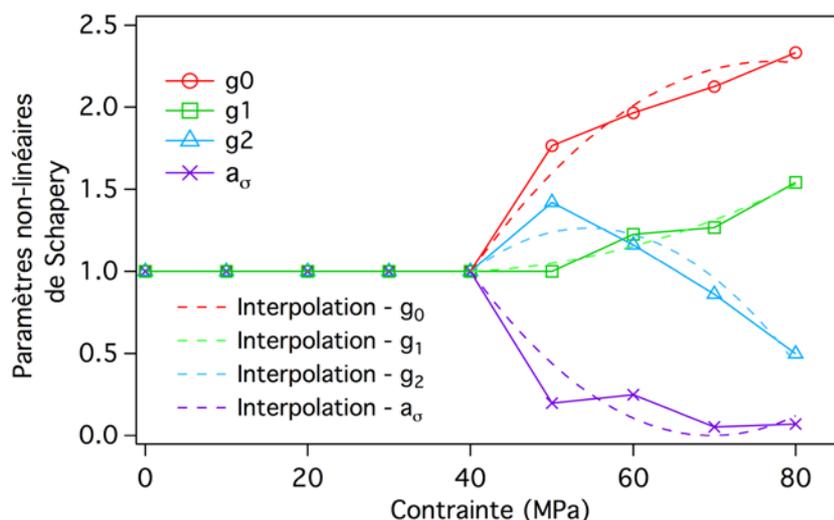


Figure IV-7 : Evolution des paramètres non-linéaires du modèle de Schapery en fonction de la contrainte appliquée

Une interpolation des paramètres par des polynômes du second degré permet finalement d'obtenir les expressions en fonction de la contrainte appliquée.

$$g_0 = \begin{cases} 1 & \text{pour } \sigma < 40 \text{ MPa} \\ -9.4 \times 10^{-4}(X - 40)^2 + 6.9 \times 10^{-2}(X - 40) + 1 & \text{pour } \sigma > 40 \text{ MPa} \end{cases}$$

$$g_1 = \begin{cases} 1 & \text{pour } \sigma < 40 \text{ MPa} \\ 2.8 \times 10^{-4}(X - 40)^2 + 2.1 \times 10^{-3}(X - 40) + 1 & \text{pour } \sigma > 40 \text{ MPa} \end{cases}$$

$$g_2 = \begin{cases} 1 & \text{pour } \sigma < 40 \text{ MPa} \\ -1.3 \times 10^{-3}(X - 40)^2 + 3.6 \times 10^{-2}(X - 40) + 1 & \text{pour } \sigma > 40 \text{ MPa} \end{cases}$$

$$a_\sigma = \begin{cases} 1 & \text{pour } \sigma < 40 \text{ MPa} \\ 1.1 \times 10^{-3}(X - 40)^2 - 6.7 \times 10^{-2}(X - 40) + 1 & \text{pour } \sigma > 40 \text{ MPa} \end{cases}$$

A partir de ces valeurs, les essais de fluage mono-palier sont simulés afin de comparer la réponse numérique à l'expérimentale (Figure IV-8).

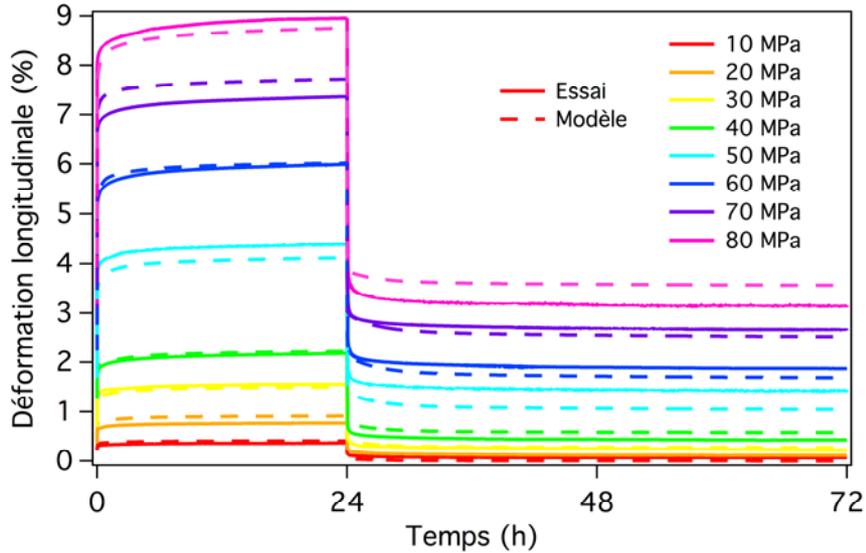


Figure IV-8 : Réponse expérimentale vs simulation des essais de fluage-recouvrance sur le stratifié C/PPS [(+45,-45)]7 à 120°C

Le modèle rend compte assez précisément du comportement sous fluage mono-palier du stratifié étudié, avec des niveaux de déformation maximale comparables. La part irréversible modélisée par le modèle de Zapas-Crissman manque de précision pour les niveaux de charges élevées. Cependant, le résultat reste tout à fait acceptable en première approche.

IV.4.3 Validation

Afin de valider le modèle, un essai de fluage multi-paliers est réalisé. Il consiste en cinq paliers de 24 heures à contrainte croissante par incrément de 10 MPa. Ces paliers sont suivis par une phase de recouvrance afin de tester le modèle viscoplastique.

En considérant un chargement

$$\sigma(t) = \begin{cases} \sigma_a & \text{pour } 0 < t < t_a \\ \sigma_b & \text{pour } t_a < t < t_b \\ 0 & \text{pour } t > t_b \end{cases}$$

ou, quelque soit t,

$$\sigma(t) = \sigma_a [H(t) - H(t - t_a)] + \sigma_b [H(t - t_a) - H(t - t_b)]$$

où H(t) est la fonction d'Heaviside.

A partir de Eq.IV.20, on obtient alors pour la formulation viscoélastique viscoplastique, entre $0 < t < t_a$:

$$\varepsilon_{flu}(t) = \sigma_a \left[g_0^a D_0 + g_1^a g_2^a \sum_{i=1}^n D_i \left(1 - e^{-\frac{t}{a_i \tau_i}} \right) \right] + C \sigma_a^{N.n} t^n \quad (\text{Eq. IV.32})$$

Puis, entre $t_a < t < t_b$:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{flu}(t) = & \sigma_b g_0^b D_0 \\ & + g_1^b \left[\sigma_a g_2^a \Delta D \left(\frac{t_a}{a_\sigma^a} + \frac{(t-t_a)}{a_\sigma^b} \right) + (g_2^b \sigma_b \right. \\ & \left. - g_2^a \sigma_a) \Delta D \left(\frac{(t-t_a)}{a_\sigma^b} \right) \right] + C \sigma_a^{N.n} t_a^n + C \sigma_b^{N.n} (t-t_a)^n \end{aligned} \quad (\text{Eq. IV.33})$$

$$\text{avec } \Delta D(X) = \sum_{i=1}^n D_i \left(1 - e^{-\frac{X}{\tau_i}} \right)$$

Dans la phase de recouvrance, pour $t > t_b$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{rec}(t) = & \sigma_a g_2^a \Delta D \left(\frac{t_a}{a_\sigma^a} + \frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + t-t_b \right) + (g_2^b \sigma_b \\ & - g_2^a \sigma_a) \Delta D \left(\frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + t-t_b \right) - g_2^b \sigma_b \Delta D(t-t_b) \\ & + C \sigma_a^{N.n} t_a^n + C \sigma_b^{N.n} (t_b-t_a)^n \end{aligned} \quad (\text{Eq. IV.34})$$

$$\text{avec } \Delta D(X) = \sum_{i=1}^n D_i \left(1 - e^{-\frac{X}{\tau_i}} \right)$$

On peut généraliser cette approche pour k paliers de contraintes respectives $\sigma_a, \sigma_b, \dots, \sigma_j, \sigma_k$. Ainsi pour le palier k ou $t_j < t < t_k$,

$$\begin{aligned} \varepsilon_{flu}(t) = & \sigma_k g_0^k D_0 \\ & + g_1^k \left[\sigma_a g_2^a \Delta D \left(\frac{t_a}{a_\sigma^a} + \frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + \dots + \frac{(t-t_j)}{a_\sigma^k} \right) \right. \\ & + (g_2^b \sigma_b - g_2^a \sigma_a) \Delta D \left(\frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + \dots + \frac{(t-t_j)}{a_\sigma^k} \right) + \dots \\ & \left. + (g_2^k \sigma_k - g_2^j \sigma_j) \Delta D \left(\frac{(t-t_j)}{a_\sigma^k} \right) \right] + C \sigma_a^{N.n} t_a^n \\ & + C \sigma_b^{N.n} (t_b-t_a)^n + \dots + C \sigma_b^{N.n} (t-t_j)^n \end{aligned} \quad (\text{Eq. IV.35})$$

Et pour la recouvrance pour $t > t_k$:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{rec}(t) = & \sigma_a g_2^a \Delta D \left(\frac{t_a}{a_\sigma^a} + \frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + \dots + \frac{(t_k-t_j)}{a_\sigma^k} + t-t_k \right) \\ & + (g_2^b \sigma_b - g_2^a \sigma_a) \Delta D \left(\frac{(t_b-t_a)}{a_\sigma^b} + \frac{(t_c-t_b)}{a_\sigma^c} + \dots \right. \\ & \left. + \frac{(t_k-t_j)}{a_\sigma^k} + t-t_k \right) + \dots \\ & + (g_2^k \sigma_k - g_2^j \sigma_j) \Delta D \left(\frac{(t_k-t_j)}{a_\sigma^k} + t-t_k \right) \\ & - g_2^k \sigma_k \Delta D(t-t_k) + C \sigma_a^{N.n} t_a^n + C \sigma_b^{N.n} (t_b-t_a)^n \\ & + C \sigma_b^{N.n} (t_k-t_j)^n \end{aligned} \quad (\text{Eq. IV.36})$$

Cette formulation est utilisée pour simuler la réponse du stratifié à un chargement multipaliers (5 paliers) (cf. Figure IV-9).

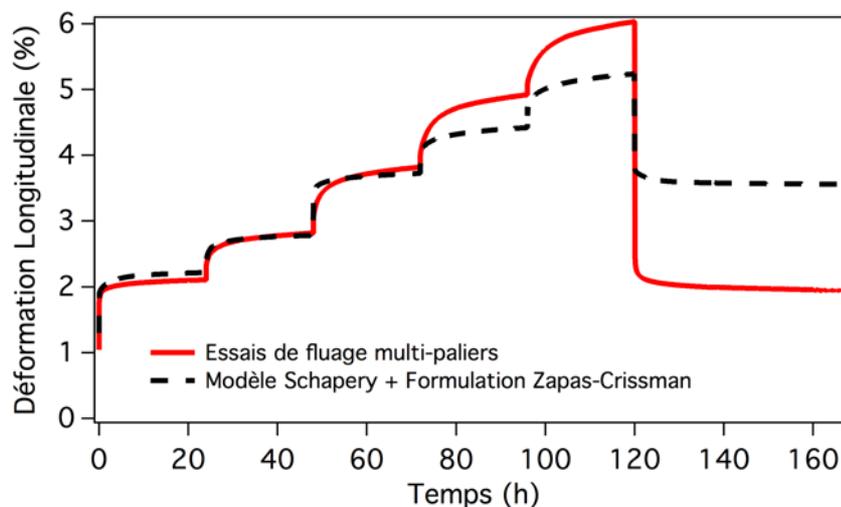


Figure IV-9 : Réponse expérimentale vs simulation de l'essai de fluage multi-paliers sur le stratifié C/PPS [(+45,-45)]7 à 120°C

La comparaison des réponses numériques et expérimentales montre une bonne correspondance pour les trois premiers paliers. Ensuite, la réponse numérique sous-estime la déformation longitudinale d'environ 1% par rapport à la réponse expérimentale. Au contraire, la déformation irréversible numérique est surestimée par rapport à la réalité. Ce problème peut s'expliquer par l'utilisation d'une formulation simple à coefficients constants. Un moyen d'amélioration de la modélisation serait d'envisager une formulation viscoplastique plus poussée comme celle proposée par Lai & Bakker et basée sur des coefficients dépendants de la contrainte appliquée.

IV.5 Conclusion

Cette revue bibliographique a permis de recenser les principales approches utilisées dans la littérature pour rendre compte du comportement visco-élasto-plastique de matériaux composites à matrice polymère (TD ou TP). Il apparaît également que très peu de références font état du comportement en fatigue de stratifiés tissés à matrice TP, notamment à haute température.

En première approche, le modèle viscoélastique non-linéaire de Schapery associé au modèle de viscoplastique de Zapas-Crissman a été adopté pour modéliser le comportement fortement visco-élasto-plastique à 120°C du stratifié C/PPS [(+45,-45)]7. Cette approche donne des résultats relativement précis pour des sollicitations uniaxiales de type fluage-recouvrance. En revanche, la réponse obtenue pour une sollicitation uniaxiale multi-paliers révèle une certaine divergence. En outre, le passage d'une formulation 1D à une formulation 3D est complexe. Ainsi, un modèle viscoélastique spectral exploité pour représenter le comportement de composites UD à matrice TD, a été adopté en raison de sa fonction tensorielle simple et d'un faible nombre de paramètres.

✓ **Références Bibliographiques :**

- Al-Haik, M. , M.R. Vaghar , H. Garmestani et M. Shahawy (2001)**, *Viscoplastic analysis of structural polymer composites using stress relaxation and creep data*, Composites Part B: Engineering, 32(2): 165-170.
- Bauwens, J.C. (1992)**, *Two nearly equivalent approaches for describing the non-linear creep behavior of glassy polymers*, Colloid & Polymer Science, 270(6): 537-542.
- Boubakar, M.L. , L. Vang , F. Trivaudey et D. Perreux (2003)**, *A meso-macro finite element modelling of laminate structures: Part II: time-dependent behaviour*, Composite Structures, 60(3): 275-305.
- Brinson, L.C. et W.S. Lin (1998)**, *Comparison of micromechanics methods for effective properties of multiphase viscoelastic composites*, Composite Structures, 41(3-4): 353-367.
- Carbillet, S. (2005)**, Contribution aux calculs fiabilistes sur des structures composites. Besançon, PhD thesis from UFR des Sciences et Techniques de l'Université de Franche-Comté.
- Dasappa, P. , P. Lee-Sullivan et X. Xiao (2009)**, *Temperature effects on creep behavior of continuous fiber GMT composites*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 40(8): 1071-1081.
- Dasappa, P. , P. Lee-Sullivan et X. Xiao (2010)**, *Development of viscoplastic strains during creep in continuous fibre GMT composites*, Composites Part B: Engineering, 41(1): 48-57.
- Dillard, D.A. , M.R. Straight et H.F. Brinson (1987)**, *The nonlinear viscoelastic characterization of graphite/epoxy composites*, Polymer Engineering & Science, 27(2): 116-123.
- Ding, S.R. , Y.Z. Huo , J.W. Tong , M. Shen , F. Aymerich et P. Priolo (2006)**, *Viscoplastic Analysis of the Off-axis Rate-dependent Inelastic Behavior of Unidirectional AS4/PEEK*, Journal of Reinforced Plastics and Composites, 25(5): 475-482.
- Findley, W.N. et J.S.Y. Lai (1967)**, *A Modified Superposition Principle Applied to Creep of Nonlinear Viscoelastic Material Under Abrupt Changes in State of Combined Stress*, Transactions of the Society of Rheology, 11(3): 361-380.
- Gates, T.S. et C.T. Sun (1991)**, *Elastic/Viscoplastic Constitutive Model for Fiber Reinforced Thermoplastic Composite*, AIAA Journal, 29(3): 457-463.
- Guedes, R.M. et M.A. Vaz (2001)**, *Comparison of Creep Behavior of UD and Woven CFRP in Bending*, Mechanics of Composite Materials and Structures, 8: 119-134.
- Ha, S.K. , Q. Wang et F.-K. Chang (1991)**, *Modeling the viscoplastic behavior of fiber-reinforced thermoplastic matrix composites at elevated temperatures*, Journal of Composite Materials,(25): 334-372.
- Haj-Ali, R.M. et A.H. Muliana (2004)**, *Numerical finite element formulation of the Schapery non-linear viscoelastic material model*, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 59(1): 25-45.
- Halphen, B. et Q.S. Nguyen (1975)**, *Sur les matériaux standards généralisés*, Journal of Mechanics,(14): 29-63.

- Harris, B. (1999)**, *Engineering Composite Materials*. The Institute of Material, London
- Harris, J.S. et E.J. Barbero (1998)**, *Prediction of Creep Properties of Laminated Composites from Matrix Creep Data*, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 17(4): 361-379.
- Hashin, Z. (1970)**, *Complex moduli of viscoelastic composites I. General theory and application to particulate composites*, *International Journal of Solids and Structures*, 6(5): 539-552.
- Hellinckx, S. , N. Heymans et J.C. Bauwens (1994)**, *Analytical and fractal descriptions of non-linear mechanical behaviour of polymers*, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 172-174(Part 2): 1058-1061.
- Horoschenkoff, A. (1990)**, *Characterization of the Creep Compliances J22 and J66 of Orthotropic Composites with PEEK and Epoxy Matrices Using the Nonlinear Viscoelastic Response of the Neat Resins*, *Journal of Composite Materials*, 24(8): 879-891.
- Katouzian, M. , O.S. Bruller et A. Horoschenkoff (1995)**, *On the Effect of Temperature on the Creep Behavior of Neat and Carbon Fiber Reinforced PEEK and Epoxy Resin*, *Journal of Composite Materials*, 29(3): 372-387.
- Kawai, M. et Y. Masuko (2003)**, *Macromechanical Modeling and Analysis of the Viscoplastic Behavior of Unidirectional Fiber-Reinforced Composites*, *Journal of Composite Materials*, 37(21): 1885-1902.
- Kawai, M. , Y. Masuko , Y. Kawase et R. Negishi (2001)**, *Micromechanical analysis of the off-axis rate-dependent inelastic behavior of unidirectional AS4/PEEK at high temperature*, *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(9): 2069-2090.
- Kolarik, J. et A. Pegoretti (2008)**, *Proposal of the Boltzmann-like superposition principle for nonlinear tensile creep of thermoplastics*, *Polymer Testing*, 27(5): 596-606.
- Lahellec, N.I. et P. Suquet (2007)**, *Effective behavior of linear viscoelastic composites: A time-integration approach*, *International Journal of Solids and Structures*, 44(2): 507-529.
- Lai, J. et A. Bakker (1995)**, *An integral constitutive equation for nonlinear plasto-viscoelastic behavior of high-density polyethylene*, *Polymer Engineering & Science*, 35(17): 1339-1347.
- Laurin, F. , N. Carrere et J.F. Maire (2007)**, *A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(1): 198-209.
- Lemaitre, J. , J.-L. Chaboche , A. Benallal et R. Desmorat (2009)**, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod
- Levesque, M. , K. Derrien , L. Mishnaevski Jr , D. Baptiste et M.D. Gilchrist (2004)**, *A micromechanical model for nonlinear viscoelastic particle reinforced polymeric composite materials : undamaged state*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 35(7-8): 905-913.

- Ma, C.C.M. , N.H. Tai , S.H. Wu , S.H. Lin , J.F. Wu et J.M. Lin (1997)**, *Creep behavior of carbon-fiber-reinforced polyetheretherketone (PEEK) [±45]4s laminated composites (I)*, Composites Part B: Engineering, 28(4): 407-417.
- Maire, J.-F. (1992)**, *Etudes Théorique et Expérimentale du Comportement de Matériaux Composites en Contraintes Planes*. Département de Mécanique, PhD Thesis from Université de Franche-Comté.
- Marcin, L. (2010)**, *Modélisation du comportement , de l'endoammgement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Bordeaux, Université Bordeaux I.
- Masuko, Y. et M. Kawai (2004)**, *Application of a phenomenological viscoplasticity model to the stress relaxation behavior of unidirectional and angle-ply CFRP laminates at high temperature*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 35(7-8): 817-826.
- Megnis, M. et J. Varna (2003)**, *Nonlinear Viscoelastic, Viscoplastic Characterization of Unidirectional GF/EP Composite*, Mechanics of Time-Dependent Materials, 7(3): 269-290.
- Moczó, P. , J. Kristek et P. Franek (2006)**, *Lecture Notes on Rheological models*, Lecture at the Faculty of Mathematics, Physics and Informatics, Department of Astronomy, Physics of the Earth and Metrology, Comenius University, Bratislava, Slovakia.
- Mori, T. et K. Tanaka (1973)**, *Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions*, Acta Metallurgica, 21(5): 571-574.
- Muliana, A.H. et J.S. Kim (2007)**, *A concurrent micromechanical model for predicting nonlinear viscoelastic responses of composites reinforced with solid spherical particles*, International Journal of Solids and Structures, 44(21): 6891-6913.
- Nordin, L.-O. et J. Varna (2005)**, *Methodology for Parameter Identification in Nonlinear Viscoelastic Material Model*, Mechanics of Time-Dependent Materials, 9(4): 57-78.
- Nordin, L.-O. et J. Varna (2006)**, *Nonlinear viscoplastic and nonlinear viscoelastic material model for paper fiber composites in compression*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 37(2): 344-355.
- Nowick, A.S. et B.S. Berry (1972)**, *Anelastic relaxation in crystalline solids*. NYC
- Pang, F. , C.H. Wang et R.G. Bathgate (1997)**, *Creep response of woven-fibre composites and the effect of stitching*, Composites Science and Technology, 57(1): 91-98.
- Papanicolaou, G.C. , S.P. Zaoutsos et E.A. Kontou (2004)**, *Fiber orientation dependence of continuous carbon/epoxy composites nonlinear viscoelastic behavior*, Composites Science and Technology, 64(16): 2535-2545.
- Pasricha, A. , D.A. Dillard et M.E. Tuttle (1997)**, *Effect of physical aging and variable stress history on the strain response of polymeric composites*, Composites Science and Technology, 57(9-10): 1271-1279.
- Petipas, C. (2000)**, *Analyse et prévision du comportement à long terme des composites fibres de carbone*, PhD Thesis of the Université de Franche-Comté.
- Schapery, R.A. (1969)**, *On the characterization of nonlinear viscoelastic materials*, Polymer Engineering & Science, 9(4): 295-310.

- Schapery, R.A. (1997)**, *Nonlinear Viscoelastic and Viscoplastic Constitutive Equations Based on Thermodynamics*, *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 1(2): 209-240.
- Stango, R.J. , S.S. Wang et C.R. Nelson (1989)**, *A note on analytical representation of anisotropic viscoelastic constitutive equations for fiber-reinforced composites*, *Composites Science and Technology*, 35(3): 273-282.
- Struik, L.C.E. (1978)**, *Physical aging in amorphous polymers and other materials* Amsterdam ; New York Elsevier Scientific Pub. Co
- Sun, C.T. et J.L. Chen (1991)**, *A micromechanical model for plastic behavior of fibrous composites*, *Composites Science and Technology*, 40(2): 115-129.
- Tuttle, M. et H. Brinson (1986)**, *Prediction of the long-term creep compliance of general composite laminates*, *Experimental Mechanics*, 26(1): 89-102.
- Vinet, A. (1997)**, Identification d'une loi de comportement viscoélastique-viscoplastique pour des stratifiés aéronautiques. prévision du comportement à long terme à l'aide d'essais accélérés. Mécanique. Poitiers, Université de Poitiers.
- Ward, I.M. et J. Sweeney (1971)**, *Mechanical properties of solid polymers*. London, Wiley-Interscience
- Weeks, C.A. et C.T. Sun (1998)**, *Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites*, *Composites Science and Technology*, 58(34): 603-611.
- Zapas, L.J. et J.M. Crissman (1984)**, *Creep and recovery behaviour of ultra-high molecular weight polyethylene in the region of small uniaxial deformations*. Kidlington, United Kingdom, Elsevier
- Zhang, Z. et K. Friedrich (2003)**, *Artificial neural networks applied to polymer composites: a review*, *Composites Science and Technology*, 63(14): 2029-2044.

Chapitre V :

Modélisation du comportement visco-élasto-plastique d'un stratifié C/PPS à $T > T_g$

La généralisation de l'utilisation de stratifiés à matrice TP passe par une meilleure connaissance de leur comportement à long terme, qui nécessite le développement d'outils numériques permettant de prédire leur comportement notamment pour des températures d'utilisation en service supérieures à leur température de transition vitreuse T_g . L'objectif de ce chapitre consiste ainsi à tester l'applicabilité d'un modèle visco-élasto-plastique, développé pour des stratifiés C/TD, dans le cas de stratifiés à matrice TP sollicités à $T > T_g$. Dans un premier temps, les lois constitutives et incrémentales du modèle seront explicitées, ainsi que l'algorithme de calcul des contraintes pour une implémentation dans le code Eléments Finis Cast3m. Ensuite, une identification rigoureuse des différents paramètres du modèle a été réalisée à partir des essais expérimentaux. Enfin, afin de valider le modèle numérique implémenté, la réponse de stratifiés C/PPS a été simulée et comparée avec l'expérience pour des sollicitations simples (essais de traction, de fluage-recouvrance mono-paliers) et complexes (essai de fluage-recouvrance multi-paliers et essais de fluage-recouvrance sur éprouvette trouée, essais de multi-relaxation sur éprouvette à fort gradient de contraintes). Une technique de mesure de champs par Corrélation d'Images Numériques a été mise en œuvre pour éprouver les capacités prédictives de l'outil numérique obtenu. Le travail présenté dans ce chapitre a été valorisé dans le cadre d'une publication dans la revue Composites: Part A [Albouy, 2013].

✓ Plan du chapitre :

V.1	Modélisation du comportement visco-élasto-plastique du pli élémentaire.....	152
V.1.1	Loi constitutives du comportement du pli élémentaire.....	152
V.1.2	Lois incrémentales.....	157
V.2	Identification des paramètres	164
V.2.1	Propriétés mécaniques élastiques du pli élémentaire	164
V.2.2	Paramètres relatifs à la viscoélasticité	165
V.2.3	Paramètres relatifs à la viscoplasticité	166
V.3	Simulation et validation	170
V.3.1	Essais de fluage multi-paliers	170
V.3.2	Essais structures	172
V.4	Conclusion	181

V.1 Modélisation du comportement visco-élasto-plastique du pli élémentaire

Dans une première approximation, l'hypothèse des petites déformations est considérée. Sous cette hypothèse, le tenseur des déformations totales peut être décomposé classiquement en plusieurs parties :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \quad (\text{Eq. V.1})$$

Dans cette partie, les tenseurs sont écrits en notations directes. Ainsi, $\underline{(\cdot)}$ représente un tenseur du deuxième ordre et $\underline{\underline{(\cdot)}}$ représente un tenseur du quatrième ordre. Leur juxtaposition correspond à l'opération de sommation usuelle. La notation $\dot{(\cdot)}$ correspond au taux alors qu'un $(\cdot)^{-1}$ et un $(\cdot)^T$ correspondent respectivement à l'inverse et la transposée. \underline{I} et $\underline{\underline{I}}$ sont respectivement, les tenseurs Identités du second et quatrième ordre.

V.1.1 Loi constitutives du comportement du pli élémentaire

V.1.1.1 Comportement élastique

Du point de vue du comportement élastique d'un pli élémentaire ($\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} = \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} = \underline{0}$), la relation entre le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ et le tenseur des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ s'exprime classiquement :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{S}}\underline{\underline{\sigma}} \quad \text{ou} \quad \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{A}}\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{S}}^{-1}\underline{\underline{\varepsilon}}^e \quad (\text{Eq. V.2})$$

où $\underline{\underline{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes vraies de Cauchy, $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ le tenseur des déformations élastiques, $\underline{\underline{S}}$ le tenseur de souplesse et $\underline{\underline{A}}$ le tenseur de rigidité.

Dans le repère d'orthotropie (1,2,3) du pli élémentaire (cf. Figure V-1), $\underline{\underline{S}}$ possède les composantes suivantes :

$$\underline{\underline{S}} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} \end{bmatrix}$$

E_1 représente la rigidité du pli renforcé dans la direction des fibres sens chaîne. De la même façon, E_2 représente la rigidité du pli renforcé dans la direction des fibres sens trame. G_{12} , G_{13} et G_{23} sont les modules de cisaillement respectivement dans les plans (1,2), (1,3) et (2,3). ν_{12} et ν_{23} sont les coefficients de Poisson. On envisage dans cette étude uniquement des composites à renfort tissé équilibré dans les directions chaîne et trame. Ainsi, des essais de traction réalisés dans les directions 1 et 2 suggèrent que la rigidité est identique dans les sens chaîne et trame : $E_1 = E_2$. De plus, les modules de cisaillement sont tels que : $G_{12} = G_{13}$. On peut noter par ailleurs que la symétrie du tenseur des souplesses impose que : $\frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2}$.

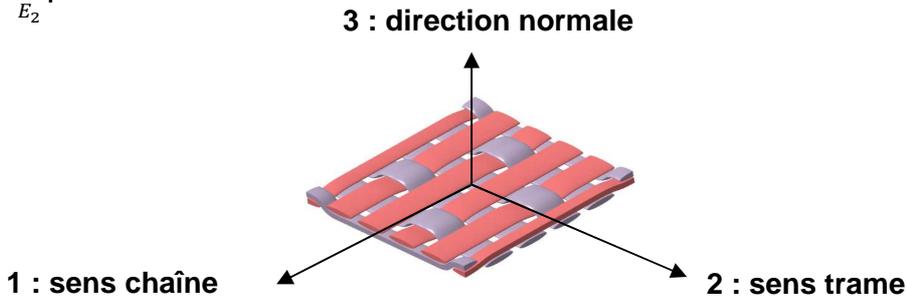


Figure V-1 : Repère d'orthotropie (1,2,3) d'un pli élémentaire tissé

V.1.1.2 Modèle viscoélastique spectral

Plusieurs modèles permettent de rendre compte du comportement viscoélastique des matériaux composites à matrice polymère (cf. Chapitre IV). L'approche viscoélastique spectrale adoptée consiste en une généralisation de modèles rhéologiques en reliant les paramètres par une fonction continue (appelée « spectre »), rendant l'identification paramétrique plus simple. En outre, ce modèle viscoélastique spectral, formulé en tenseur des déformations, est particulièrement adapté pour représenter la réponse des stratifiés, soumis à des sollicitations multiaxiales.

Le principe de cette formulation repose sur une décomposition du taux de déformation viscoélastique $\underline{\dot{\epsilon}}^{ve}$ en mécanismes visqueux élémentaires $\underline{\dot{\xi}}_i$, qui consistent en un ensemble de variables associées à un spectre de relaxation selon une distribution gaussienne (cf. Figure V-2) :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{ve} = \sum_{i=1}^{n_b} \underline{\dot{\xi}}_i \quad (\text{Eq. V.3})$$

Où n_b représente le nombre de temps de relaxation.

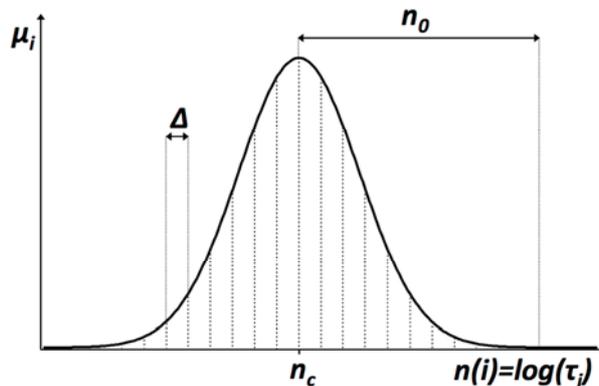


Figure V-2 : Décomposition spectrale gaussienne des mécanismes visqueux de relaxation

Cette approche repose sur un cadre thermodynamique défini par Nowick et Berry [Nowick, 1972] et consiste à assimiler les mécanismes visqueux $\underline{\xi}_i$ à des variables internes qui dérivent d'un potentiel thermodynamique :

$$\dot{\underline{\xi}}_i = \frac{1}{\tau_i} \left(\mu_i \underline{S}^{ve} \underline{\sigma} - \underline{\xi}_i \right) \quad (\text{Eq. V.4})$$

Dans le cas d'un stratifié UD [Boubakar, 2002], \underline{S}^{ve} est le tenseur des souplesses viscoélastiques (ou relaxées) associé au tenseur d'anisotropie visqueuse \underline{A}^{ve} par la relation $\underline{S}^{ve} = \underline{A}^{ve-1}$:

$$\underline{S}^{ve} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_{22}/E_2 & (-\beta_{23} \cdot \nu_{23})/E_2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & (-\beta_{23} \cdot \nu_{23})/E_2 & \beta_{22}/E_2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \beta_{44}/G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{44}/G_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{66}/G_{23} \end{bmatrix}$$

où β_{44} , β_{22} , β_{23} , $\beta_{66} = 2\beta_{22}G_{23}/E_2$ sont des paramètres caractérisant la viscosité du matériau, et (G_{12}, G_{23}) sont des modules de cisaillement.

$\tau_i = \exp[n(i)]$ est le temps de relaxation représentant le temps caractéristique de chaque mécanisme, $\underline{\sigma}$ est le tenseur des contraintes vraies de Cauchy, et les coefficients μ_i représentent le poids de chaque mécanisme élémentaire. Une distribution statistique spectrale triangulaire des μ_i , présente l'avantage de simplifier la formulation. En réalité, le spectre des mécanismes visqueux correspond statistiquement à une distribution gaussienne. Dans le cas présent une telle distribution gaussienne est envisagée. Celle-ci est définie par la connaissance de son écart type n_0 et de sa moyenne n_c (cf. Figure V-2). D'un point de vue physique, n_c permet de donner plus d'importance aux mécanismes visqueux tardifs, tandis que l'augmentation de n_0 correspond à l'uniformisation des poids des différents mécanismes [Marcin, 2010]. Le nombre de temps de relaxation n_b doit être choisi suffisamment grand pour balayer tout le spectre de relaxation ($n_b = 30$) [Maire, 1992]. Sur la Figure V-2, Δ représente l'intervalle entre deux temps consécutifs du spectre. Pour déterminer les temps de relaxation τ_i , on peut alors définir $n(i)$:

$$n(i) = n_c - n_0 + (i - 1)\Delta \quad \text{avec} \quad \Delta = \frac{2n_0}{n_b - 1} \quad (\text{Eq. V.5})$$

Pour une distribution spectrale gaussienne, les poids respectifs μ_i des mécanismes visqueux sont définis par :

$$\mu_i = \frac{1}{\sqrt{\pi} \cdot n_0} \exp \left[- \left(\frac{n(i) - n_c}{n_0} \right)^2 \right] \quad (\text{Eq. V.6})$$

En faisant les hypothèses d'un comportement purement élastique dans la direction des fibres (i.e. les directions 1&2 pour un renfort tissé) et d'une contrainte normale nulle (valable pour une plaque stratifiée mince), certaines composantes du tenseur des souplesses viscoélastiques sont nulles, et il résulte que : $\beta_{22} = \beta_{23} = \beta_{66} = 0$. Ainsi, le tenseur des souplesses viscoélastiques se simplifie :

$$\underline{\underline{S}}^{ve} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \beta_{44}/G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \beta_{44}/G_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

En définitive, seulement trois paramètres matériaux doivent être identifiés : n_0 , n_c et β_{44} . Pour faciliter l'identification, la distribution gaussienne est également normalisée :

$$\sum_{i=n_c-n_0}^{n_c+n_0} \mu_i \rightarrow 1 \quad (\text{Eq. V.7})$$

Ce faible nombre de paramètres est le principal avantage du spectre continu par rapport à un spectre discret.

V.1.1.3 Modèle viscoplastique

La modélisation de la viscoplasticité et son intégration numérique sont traitées dans le cadre de la théorie des matériaux standards généralisés [Halphen, 1975]. Pour obtenir la loi d'évolution des déformations viscoplastiques, une loi puissance similaire à un modèle de Norton généralisé est utilisée [Boubakar, 2002]. Le modèle adopté intègre le concept de domaine élastique pour rendre compte des déformations plastiques retardées [Lemaitre, 2009]. L'évolution du domaine de viscoplasticité est alors décrite par une variable d'écoulement cinématique linéaire $\underline{\alpha}$, qui permet de rendre compte du comportement du matériau sous chargement cyclique.

Ce modèle suppose que le comportement viscoplastique intervient lorsque la contrainte appliquée dépasse une contrainte seuil d'écoulement $\tau_y(T)$ dépendante de la température, généralement choisie comme étant identique pour la viscoplasticité et la plasticité dans les CMOs. La fonction de charge viscoplastique f_{vp} est définie par :

$$f_{vp}(\underline{\sigma}, \underline{X}) = \overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} - \tau_y(T) \quad (\text{Eq. V.8})$$

où $\overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} = \sqrt{{}^T(\underline{\sigma} - \underline{X}) \underline{\underline{M}} (\underline{\sigma} - \underline{X})}$ est la contrainte équivalente et $\underline{\underline{M}}$ est un tenseur du 4^{ème} ordre décrivant l'anisotropie de l'écoulement viscoplastique de la matrice TP qui ne s'active qu'en cisaillement [Boubakar, 2002] :

$$\underline{\underline{M}} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$

En outre, pour les vitesses de chargement considérées, les comportements élastique et viscoplastique sont supposés indépendants et les phénomènes de restauration sont négligeables. Dans le cas d'un écrouissage cinématique linéaire, la force thermodynamique \underline{X} associée à $\underline{\alpha}$ est définie par :

$$\underline{X} = \delta \underline{\alpha} \quad (\text{Eq. V.9})$$

où δ est un paramètre matériau.

Les lois d'évolution des variables internes dérivent du potentiel thermodynamique. Les taux de déformation viscoplastique $\underline{\dot{\epsilon}}^{vp}$ et de taux de variable d'écrouissage $\underline{\dot{\alpha}}$ sont ainsi obtenus à partir de la fonction de charge viscoplastique :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{vp} = K \langle f_{vp} \rangle^N \cdot \frac{\partial f_{vp}}{\partial \underline{\sigma}} \quad \text{et} \quad \underline{\dot{\alpha}} = -K \langle f_{vp} \rangle^N \frac{\partial f_{vp}}{\partial \underline{X}} \quad (\text{Eq. V.10})$$

Où N est un paramètre caractérisant la sensibilité du matériau à la vitesse de chargement, et K est un paramètre que l'on peut assimiler à un coefficient de pénalisation. La plasticité classique indépendante du temps est recouverte lorsque $K \rightarrow \infty$. Compte-tenu de l'expression de la fonction de charge $f_{vp}(\underline{\sigma}, \underline{X})$, ces lois d'évolution peuvent encore s'écrire :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{vp} = \dot{\lambda}_{vp} \frac{M(\underline{\sigma} - \underline{X})}{(\underline{\sigma} - \underline{X})} \quad \text{et} \quad \underline{\dot{\alpha}} = \dot{\lambda}_{vp} \frac{M(\underline{\sigma} - \underline{X})}{(\underline{\sigma} - \underline{X})} = \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} \quad (\text{Eq. V.11})$$

où $\dot{\lambda}_{vp} = \sqrt{T \underline{\dot{\epsilon}}^{vp} M^{-1} \underline{\dot{\epsilon}}^{vp}}$ est un multiplicateur de Lagrange viscoplastique homogène à un taux de déformation viscoplastique.

Un comportement élastique du matériau est alors observé lorsque la condition suivante est respectée :

$$f_{vp}(\underline{\sigma}, \underline{X}) = \overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} - \tau_y(T) < 0 \quad (\text{Eq. V.12})$$

En outre, le phénomène de plasticité dépendante du temps (viscoplasticité) peut être interprété comme une régularisation du phénomène de plasticité indépendante du temps (plasticité) [Alfano, 2001]. Le concept d'une fonction seuil « dynamique » permet alors un traitement unifié des comportements plastique et viscoplastique en généralisant l'approche utilisée dans le cas de la plasticité indépendante du temps, laquelle est un cas particulier que l'on retrouve lorsque le taux de déformation totale tend vers 0. Cette approche permet d'obtenir la loi constitutive de la viscoplasticité qui dérive directement de la fonction seuil « statique » et de l'application du principe de dissipation maximale [Ristinmaa, 2000]. Dans notre cas, l'intérêt réside également dans l'adoption d'un algorithme de retour sur la surface de charge classique de type prédiction-correction.

La fonction d'écoulement viscoplastique « dynamique » f_{vp}^{dyn} est définie par :

$$f_{vp}^{dyn}(\underline{\sigma}, \underline{X}, \dot{\lambda}_{vp}) = f_{vp}(\underline{\sigma}, \underline{X}) - \left(\dot{\lambda}_{vp} / K \right)^{1/N} \quad (\text{Eq. V.13})$$

V.1.2 Lois incrémentales

La formulation des lois constitutives du comportement viscoélastique et viscoplastique du comportement à haute température de stratifiés TP à plis tissés suggère l'utilisation d'un schéma classique de prédiction-correction (algorithme de retour radial) pour déterminer l'état des contraintes dans le matériau. Ces lois sont discrétisées en utilisant la méthode du trapèze généralisé, plus précise que la méthode du mi-point généralisé [Bouabakar, 2003]. Un schéma d'intégration temporelle de type Euler-arrière (implicite) est mis en œuvre pour obtenir les lois incrémentales qui ont été implémentées dans le code E.F. Cast3m. Dans le cadre d'une méthode incrémentale associée au schéma itératif de Newton sur un intervalle de temps $[t_n, t_{n+1}]$, le problème consiste à déterminer l'état du matériau $({}_{n+1}\underline{\sigma}, {}_{n+1}\underline{\xi}_i, {}_{n+1}\underline{X})$ en fin d'incrément $n+1$, à partir de la connaissance de l'état du matériau en début d'incrément $({}_n\underline{\sigma}, {}_n\underline{\xi}_i, {}_n\underline{X})$ à partir de l'incrément de déformation totale $\Delta\underline{\varepsilon}$, dans le repère d'orthotropie du pli :

$$({}_n\underline{\sigma}, {}_n\underline{\xi}_i, {}_n\underline{X}) + \Delta\underline{\varepsilon} \rightarrow ({}_{n+1}\underline{\sigma}, {}_{n+1}\underline{\xi}_i, {}_{n+1}\underline{X}) \quad (\text{Eq. V.14})$$

où ${}_n(\cdot)$ et ${}_{n+1}(\cdot)$ représentent respectivement les quantités en début t_n et en fin d'incrément t_{n+1} .

V.1.2.1 Schéma prédicteur-correcteur

Pour le calcul de l'état des contraintes en fin d'incrément on adopte un schéma classique de prédiction-correction. Cet algorithme, également appelé algorithme de retour sur la surface de charge, consiste à effectuer une première étape de prédiction élastique suivie éventuellement d'une seconde étape de correction inélastique pour restaurer la cohérence avec le critère de charge. Le Tableau V-1 résume les principales étapes de l'algorithme.

Tableau V-1 : Schéma prédicteur-correcteur

1. Prédiction élastique-viscoélastique	Calcul de la contrainte d'essai triale élastique-viscoélastique ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$ dans l'espace des contraintes vraies de Cauchy
2. Test sur la fonction de charge viscoplastique	SI $f_{vp}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*, {}_n\underline{X}) < 0$ ALORS l'état du matériau est viscoélastique sur l'incrément
	<ul style="list-style-type: none"> • Calcul des mécanismes élémentaires visqueux ${}_{n+1}\underline{\xi}_i$ • ${}_{n+1}\underline{\sigma} = {}_{n+1}\underline{\sigma}^*$ • ${}_{n+1}\underline{X} = {}_n\underline{X}$
	SINON Correction viscoplastique
	<ul style="list-style-type: none"> • Calcul du multiplicateur viscoplastique ${}_{n+1}\lambda_{vp}$ en forçant l'annulation de la fonction de charge dynamique $f_{vp}^d({}_{n+1}\underline{\sigma}, {}_{n+1}\underline{X}, {}_{n+1}\lambda_{vp}) = 0$ à la fin de l'incrément • Calcul de ${}_{n+1}\underline{\sigma}$, ${}_{n+1}\underline{X}$ et ${}_{n+1}\underline{\xi}_i$
	FIN SI

V.1.2.2 Prédiction élastique viscoélastique

✓ Lois incrémentales viscoélastiques :

L'intégration temporelle des lois constitutives élastiques-viscoélastiques sur l'intervalle $[t_n, t_{n+1}]$ donne :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma}^* &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon} - \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon}^{ve} \\ \underline{\Delta\varepsilon}^{ve} &= \sum_{i=1}^{n_b} \underline{\Delta\xi}_i \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.15})$$

Où $\underline{\underline{A}}$ est le tenseur de comportement élastique.

L'incrément $\underline{\Delta\xi}_i$ des variables associées aux mécanismes visqueux élémentaires peut être calculé à partir de la relation (Eq.V.4) et du schéma d'intégration du trapèze généralisé :

$$\begin{aligned} \underline{\Delta\xi}_i &= {}_{n+1}\underline{\xi}_i - {}_n\underline{\xi}_i = \frac{\Delta t}{\tau_i} \left[\mu_i \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) - \underline{\xi}_i \right] \\ &= \varepsilon_\Delta \cdot \left[\mu_i \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) - {}_{n+1}\underline{\xi}_i \right] \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.16})$$

où $\Delta t = t_{n+1} - t_n$, $\varepsilon_\Delta = \frac{\Delta t}{\tau_i}$ et ${}_{n+1}\underline{\sigma} = {}_{n+1}\underline{\sigma}^*$

On obtient alors :

$${}_{n+1}\underline{\xi}_i (1 + \varepsilon_\Delta) = \varepsilon_\Delta \cdot \mu_i \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) + {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.17})$$

D'où :

$${}_{n+1}\underline{\xi}_i = \frac{\varepsilon_\Delta \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_\Delta} \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) + \frac{1}{1 + \varepsilon_\Delta} {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.18})$$

Ainsi l'incrément $\underline{\Delta\xi}_i$ peut s'écrire :

$$\underline{\Delta\xi}_i = {}_{n+1}\underline{\xi}_i - {}_n\underline{\xi}_i = \frac{\varepsilon_\Delta \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_\Delta} \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) + \left(\frac{1}{1 + \varepsilon_\Delta} - 1 \right) {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.19})$$

Soit encore :

$$\underline{\Delta\xi}_i = \frac{\varepsilon_\Delta \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_\Delta} \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) - \frac{\varepsilon_\Delta}{1 + \varepsilon_\Delta} {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.20})$$

Finalement l'incrément de déformation viscoélastique $\underline{\Delta\varepsilon}^{ve}$ s'écrit :

$$\underline{\Delta\varepsilon}^{ve} = \sum_{i=1}^{n_b} \underline{\Delta\xi}_i = \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_\Delta \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_\Delta} \underline{S}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) - \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_\Delta}{1 + \varepsilon_\Delta} {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.21})$$

On peut alors en déduire la contrainte triale élastique-viscoélastique ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$ dans l'espace des contraintes vraies de Cauchy :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma}^* &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon} - \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon}^{\text{ve}} \\ &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon} - \underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \underline{\underline{S}}^{\text{ve}}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*) + \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} {}_n\underline{\xi}_i \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.22})$$

En regroupant les termes ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$, on obtient :

$$\left[\underline{\underline{I}} + \left(\sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \right) \underline{\underline{A}}\underline{\underline{S}}^{\text{ve}} \right] {}_{n+1}\underline{\sigma}^* = {}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon} + \underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} {}_n\underline{\xi}_i \quad (\text{Eq. V.23})$$

Finalement :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma}^* &= \underline{\underline{F}} \left[{}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\underline{\Delta\varepsilon} + \underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} {}_n\underline{\xi}_i \right] \\ \text{avec } \underline{\underline{F}}^{-1} &= \underline{\underline{I}} + \left(\sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \right) \underline{\underline{A}}\underline{\underline{S}}^{\text{ve}} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.24})$$

V.1.2.3 Correction viscoplastique

✓ **Lois incrémentales élasto-viscoplastiques :**

Selon le schéma de prédiction-correction (cf. Tableau V-1.), si l'état de contrainte triale élastique ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$ calculé précédemment satisfait le critère de viscoplasticité $f_{vp}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*, {}_n\underline{X}) < 0$ alors le comportement du matériau peut être considéré comme élastique, et l'état du matériau en fin d'incrément est défini par :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &= {}_{n+1}\underline{\sigma}^* \\ {}_{n+1}\underline{X} &= {}_n\underline{X} \\ {}_{n+1}\underline{\xi}_i & \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.25})$$

Lorsque $f_{vp}({}_{n+1}\underline{\sigma}^*, {}_n\underline{X}) > 0$, le critère viscoplastique est violé. Il est alors nécessaire de corriger l'état de contrainte triale ${}_{n+1}\underline{\sigma}^*$ en utilisant la forme incrémentale des lois constitutives élasto-viscoplastiques sur l'intervalle de temps $[t_n, t_{n+1}]$:

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &= {}_{n+1}\underline{\sigma}^* - \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon}^{vp} = {}_n\underline{\sigma} + \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon} - \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon}^{vp} \\ {}_{n+1}\underline{X} &= {}_n\underline{X} + \delta\underline{\Delta\alpha} \\ \underline{\Delta\alpha} &= \underline{\Delta\varepsilon}^{vp} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.26})$$

$$\underline{\Delta\varepsilon}^{vp} = \Delta t. {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \frac{M({}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X})}{({}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X})}$$

$${}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} = K \overline{({}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X}) - \tau_y(T)}^N$$

La combinaison des lois incrémentales précédentes permet de calculer l'état de contraintes à la fin de l'incrément ${}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X}$ tel que :

$${}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X} = {}_n\underline{\sigma} + \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon} - {}_n\underline{X} - \left(\underline{A} + \delta\underline{I} \right) \underline{\Delta\varepsilon}^{vp} \quad (\text{Eq. V.27})$$

L'état de contrainte à la fin de l'incrément est connu lorsque le multiplicateur de viscoplasticité ${}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}$ est connu. Celui-ci est déterminé en forçant l'annulation de la fonction de charge dynamique $f_{vp}^d({}_{n+1}\underline{\sigma}, {}_{n+1}\underline{X}, {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}) = 0$ à la fin de l'incrément (Eq. V.12 et V.13) :

$$\overline{({}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X})} = \left(\frac{{}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{K} \right)^{1/N} + \tau_y(T) \quad (\text{Eq. V.28})$$

Ainsi, en combinant cette expression avec la forme incrémentale (cf. Eq. V.30), on obtient :

$$\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} = \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} ({}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}}) \quad (\text{Eq. V.29})$$

En remplaçant cette expression dans l'Eq. V.31, on obtient :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}} &= {}_n\underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} \\ - {}_n\underline{\underline{X}} - \left(\underline{\underline{A}} + \delta \underline{\underline{I}} \right) \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} ({}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}}) \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.30})$$

Soit encore :

$$({}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}}) \left[\underline{\underline{I}} + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp})^{1/N} + \tau_y(T)} \left(\underline{\underline{A}} + \delta \underline{\underline{I}} \right) \underline{\underline{M}} \right] = {}_n\underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - {}_n\underline{\underline{X}} \quad (\text{Eq. V.31})$$

Et finalement :

$$\begin{aligned} ({}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}}) &= \underline{\underline{Q}} \left({}_n\underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - {}_n\underline{\underline{X}} \right) \\ \text{où } \underline{\underline{Q}} &= \left[\underline{\underline{I}} + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp})^{1/N} + \tau_y(T)} \left(\underline{\underline{A}} + \delta \underline{\underline{I}} \right) \underline{\underline{M}} \right]^{-1} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.32})$$

✓ **Lois incrémentales viscoélastiques viscoplastiques :**

Si une correction viscoplastique est nécessaire dans le cas général d'une prédiction élastique-viscoélastique alors l'intégration temporelle des lois constitutives viscoélasto-viscoplastiques sur l'intervalle de temps $[t_n, t_{n+1}]$ donne les lois incrémentales suivantes :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} &= {}_n\underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} - \underline{\underline{A}} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \\ {}_{n+1}\underline{\underline{X}} &= {}_n\underline{\underline{X}} + \delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.33})$$

D'une part, on peut réécrire l'expression de ${}_{n+1}\underline{\underline{X}}$ à partir de l'expression précédente de $\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp}$ (Eq.V.31):

$${}_{n+1}\underline{\underline{X}} = {}_n\underline{\underline{X}} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} ({}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} - {}_{n+1}\underline{\underline{X}}) \quad (\text{Eq. V.34})$$

Donc :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\underline{X}} &\left(\underline{\underline{I}} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} \right) \\ &= {}_n\underline{\underline{X}} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} {}_{n+1}\underline{\underline{\sigma}} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.35})$$

Soit encore :

$${}_{n+1}\underline{X} = \underline{Z} \left[{}_n\underline{X} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{M}_{n+1}\underline{\sigma} \right] \quad (\text{Eq. V.36})$$

avec $\underline{Z}^{-1} = \underline{I} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{M}$

Et donc, en soustrayant ${}_{n+1}\underline{X}$ à ${}_{n+1}\underline{\sigma}$:

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X} &= {}_{n+1}\underline{\sigma} - \underline{Z} \left[{}_n\underline{X} + \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{M}_{n+1}\underline{\sigma} \right] \\ &= \underline{V}_{n+1}\underline{\sigma} - \underline{Z} {}_n\underline{X} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.37})$$

avec $\underline{V} = \left[\underline{I} - \delta \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{ZM} \right]$

D'autre part, en combinant les expressions Eq. V.21, V.33 et V.37, l'état de contrainte à la fin de l'incrément ${}_{n+1}\underline{\sigma}$ peut alors s'écrire :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon} + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi_i} - \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} S^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}) \\ &\quad - \underline{A} \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{M} ({}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X}) \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.38})$$

Ce qui, en remplaçant ${}_{n+1}\underline{\sigma} - {}_{n+1}\underline{X}$ par son expression obtenue dans l'Eq.V.41, devient :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon} + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi_i} - \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} S^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}) \\ &\quad - \underline{A} \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{M} \left[\underline{V}_{n+1}\underline{\sigma} - \underline{Z} {}_n\underline{X} \right] \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.39})$$

En regroupant les termes en ${}_{n+1}\underline{\sigma}$ dans le membre de gauche, on obtient :

$$\begin{aligned} {}_{n+1}\underline{\sigma} &\left[\underline{I} + \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \underline{AS}^{ve} + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV} \right] \\ &= {}_n\underline{\sigma} + \underline{A}\underline{\Delta\varepsilon} \\ &\quad + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi_i} + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMZ} {}_n\underline{X} \end{aligned} \quad (\text{Eq. V.40})$$

Finalement, l'état de contrainte ${}_{n+1}\underline{\sigma}$ en fin d'incrément est donné par :

$${}_{n+1}\underline{\sigma} = \underline{\underline{W}} \left[{}_n\underline{\sigma} + \underline{\underline{A}}\Delta\underline{\varepsilon} + \underline{\underline{A}} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} {}_n\underline{\xi}_i + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{AMZ}} {}_n\underline{X} \right] \quad (\text{Eq. V.41})$$

avec $\underline{\underline{W}}^{-1} = \underline{\underline{I}} + \left(\sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \right) \underline{\underline{AS}}^{ve} + \frac{\Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{AMV}}$

${}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}$ est calculé en forçant l'annulation de la fonction de charge dynamique en fin d'incrément : $f_{vp}^d({}_{n+1}\underline{\sigma}, {}_{n+1}\underline{X}, {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}) = \bar{f}_{vp}^d({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}) = 0$

Pour des problèmes faiblement non-linéaires, l'équation non-linéaire $\bar{f}_{vp}^d({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}) = 0$ obtenue peut être résolue sur chaque incrément par un schéma itératif de Newton-Raphson qui permet de calculer ${}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}$ à l'itération $i + 1$ à partir de sa valeur ${}_n\dot{\lambda}_{vp}$ à l'itération i :

$${}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}|_{i+1} = {}_n\dot{\lambda}_{vp} - \bar{f}_{vp}^d({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}|_{i+1}) \cdot \left(\frac{d\bar{f}_{vp}^d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right)_i^{-1}$$

Le détail du calcul exact de $\frac{d\bar{f}_{vp}^d}{d\dot{\lambda}_{vp}}$, permettant de résoudre l'équation, est présenté dans l'Annexe 1.

A partir de l'Eq. V.45, on peut alors calculer ${}_{n+1}\underline{\xi}_i$:

$${}_{n+1}\underline{\xi}_i = \frac{1}{1 + \varepsilon_{\Delta}} {}_n\underline{\xi}_i + \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \cdot \mu_i \underline{\underline{S}}^{ve}({}_{n+1}\underline{\sigma}) \quad (\text{Eq. V.42})$$

Par ailleurs, une analyse de la précision et de la stabilité de la méthode d'intégration temporelle du trapèze généralisé est proposée dans [Boubakar, 2003].

V.2 Identification des paramètres

Le Tableau V-2 résume les paramètres matériaux associés aux lois de comportement qui doivent être identifiés.

Tableau V-2 : Récapitulatif des paramètres matériaux du modèle élastique viscoélastique viscoplastique

Type de comportement	Paramètres
Elasticité	$E_1, G_{12}, G_{23}, \nu_{12}$
Viscoélasticité	n_c, n_0, β_{44}
Viscoplasticité	$\tau_y(T), \delta, K, N$

V.2.1 Propriétés mécaniques élastiques du pli élémentaire

Afin de simuler la réponse de stratifiés C/PPS soumis à une sollicitation quelconque et possédant n'importe quel drapage, il est nécessaire d'identifier plusieurs paramètres. Tout d'abord, il faut connaître les propriétés élastiques du pli élémentaire qui sont obtenues à partir d'essais de traction sur des stratifiés avec des séquences d'empilement $[(0,90)]_7$ et $[(+45,-45)]_7$. Dans la mesure où le comportement du pli élémentaire, orienté à 0° par rapport à la direction de chargement, est dominé par le comportement du renfort tissé à fibres de carbone dont la réponse mécanique est indépendante de la température, on peut considérer que les modules E_1 et E_2 ainsi que le coefficient de Poisson ν_{12} sont indépendants de la température [Aucher, 2009]. Compte-tenu du caractère équilibré du tissu dans les directions chaîne et trame, on rappelle que la rigidité est identique dans ces deux directions (cf. V.1.1.1). Le Tableau V-3 regroupe les propriétés mécaniques dans le plan (1-2) et dans le repère d'orthotropie d'un pli élémentaire tissé en carbone/PPS à température ambiante [Bassery, 2011].

Tableau V-3 : Propriétés élastiques d'un pli élémentaire tissé C/PPS dans une gamme de températures [20 ; 120°C] [Aucher, 2009]

Paramètres élastiques	E_1 (Gpa)	E_2 (Gpa)	ν_{12}	$G_{12}(T)$ (Gpa)
	56.5	56.5	0.042	$4.7 - 0.3e^{0.02T}$

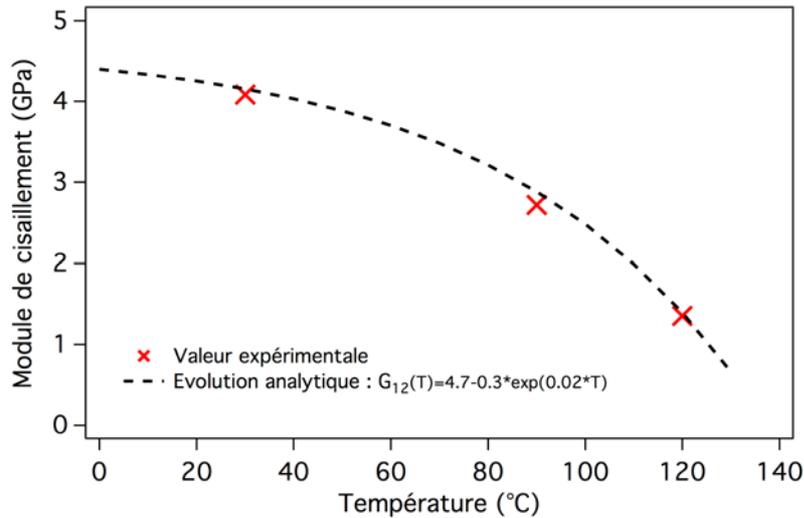


Figure V-3 : Evolution de $G_{12}(T)$ pour un stratifié C/PPS [(+45,-45)₇] [Vielle, 2013]

V.2.2 Paramètres relatifs à la viscoélasticité

Les trois paramètres viscoélastiques sont identifiés à partir de l'essai de fluage à 10 MPa, dont la réponse est purement viscoélastique (voir paragraphe III.2.3). Une routine Matlab a permis d'identifier ces paramètres par « fitting » de la réponse (cf. Figure V-4). Cette méthode a été préférée à la méthode des moindres carrés pour des raisons de simplification et du nombre limité de paramètres à identifier. Les valeurs des paramètres obtenus sont reportés dans le Tableau V-4.

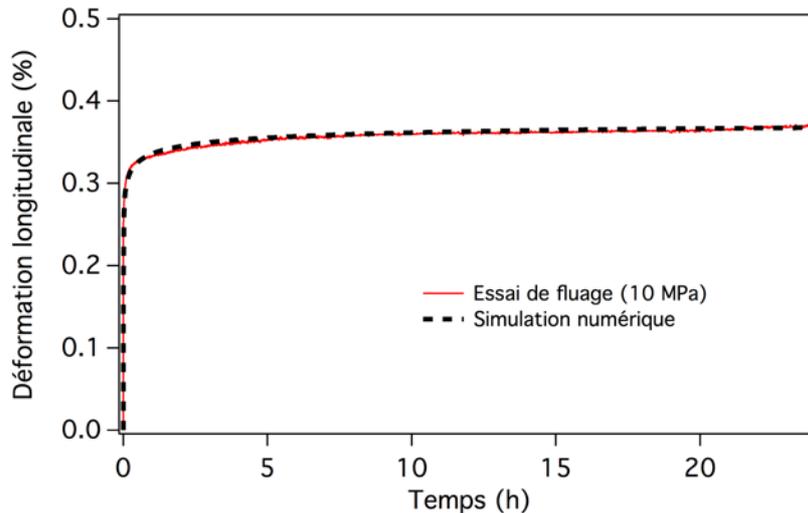


Figure V-4 : Expérience vs simulation pour un essai de fluage à 10MPa sur un stratifié C/PPS à plis croisés à 120°C

Tableau V-4 : Paramètres du modèle viscoélastique

Paramètres viscoélastiques	n_c	n_0	β_{44}
	4.05	6.9	0.6

V.2.3 Paramètres relatifs à la viscoplasticité

Les paramètres du modèle viscoplastique anisotrope présenté peuvent alors être déterminés : τ_y, δ, K et N . Comme annoncé précédemment, la viscoplasticité ne peut être induite que pour des sollicitations hors axes. Idéalement, il faudrait réaliser des essais de traction pour diverses températures et différents angles θ (formés par la direction des fibres sens chaîne et la direction de chargement). En effet, l'anisotropie de l'écoulement viscoplastique, traduite par les composantes du tenseur \underline{M} , est une caractéristique intrinsèque du matériau et ne dépend pas de l'angle θ . Cependant, seule l'orientation $\theta = 45^\circ$ a été testée dans la mesure où la séquence d'empilement des stratifiés testés dans cette étude [(0;90),(+45;-45),(0;90),(+45;-45),(0;90),(+45;-45),(0;90)] et [(+45;-45)]₇ présentent uniquement des plis hors axes avec cette orientation. Cette orientation est particulièrement significative car elle correspond à un couplage maximum entre traction et cisaillement.

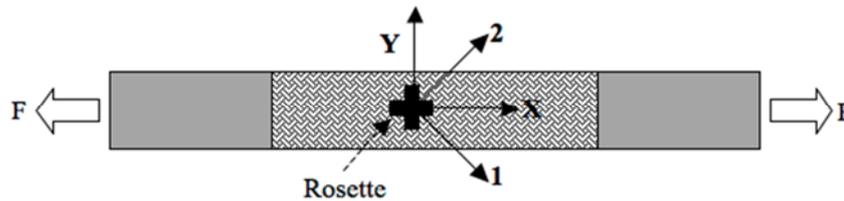


Figure V-5 : Essai de traction hors-axes sur stratifié [(+45;-45)]₇

Ainsi, à partir d'essais de traction sur des stratifiés [(+45;-45)]₇, les paramètres du modèle ont été identifiés. Le premier paramètre à identifier est la limite d'élasticité en cisaillement plan définie par $\tau_y(T) = \sigma_y(T)/2$. On fait l'hypothèse que le seuil d'écoulement plastique est le même que le seuil d'écoulement viscoplastique. Ce seuil a été déterminé selon la norme ASTM-D638. Pour les matériaux plastiques ou les plastiques renforcés sollicités à haute température (typiquement au voisinage ou au-delà de leur T_g), le domaine élastique est difficilement identifiable sur les courbes contrainte-déformation en raison d'un comportement fortement non-linéaire à faibles niveaux de chargement, ce qui se traduit par une courbure assez marquée. On ne définit alors pas le seuil de plasticité par la contrainte correspondant à la perte de linéarité (pente à 0% de déformation), mais à partir de la contrainte correspondant à un certain pourcentage de déformation, typiquement 0.1 ou 0.2%. Les essais de traction monotone réalisés sur des stratifiés [(+45;-45)]₇ permettent ainsi de déterminer une contrainte d'écoulement à 0,2% $\sigma_y(T) \approx 20 \text{ MPa}$.

Les paramètres K et N peuvent être déterminés à partir des résultats d'essais de traction sur des stratifiés C/PPS [(+45;-45)]₇ avec différents taux de déplacement : 50 mm/min – 5 mm/min – 0,5 mm/min. Pour limiter l'influence de l'endommagement sur le comportement viscoplastique, on restreint les courbes contrainte-déformation à un intervalle de contraintes dont la borne inférieure est la contrainte d'écoulement $\tau_y(120^\circ\text{C})$ et la borne supérieure est la contrainte seuil de début d'endommagement de 80 MPa (Mise en évidence dans la partie expérimentale au Chapitre III). Pour calculer les coefficients K et N , on force l'annulation de la fonction de charge :

$$\overline{(\underline{\sigma} - \underline{X})} - \tau_y(T) - \left(\lambda_{vp} / K \right)^{\frac{1}{N}} = 0 \quad (\text{Eq. V.43})$$

En notant que lors d'un essai monotone $\underline{X} = \underline{0}$, on peut écrire que :

$$\log[\bar{\sigma} - \tau_y(T)] = \frac{1}{N} [\log(\lambda_{vp}) - \log(K)] \quad (\text{Eq. V.44})$$

Ce qui, dans le cas d'un essai de traction sur des stratifiés $[(+45,-45)]_7$ (essai de cisaillement plan) $\bar{\sigma} = \tau_{12}$ donne l'expression :

$$\log[\tau_{12} - \tau_y(T)] = \frac{1}{N} [\log(\lambda_{vp}) - \log(K)] \quad (\text{Eq. V.45})$$

Dans cette phase de l'essai, on fait l'hypothèse que la déformation anélastique prépondérante est d'origine viscoplastique. Par définition, le multiplicateur de Lagrange viscoplastique λ_{vp} est homogène à un taux de déformation anélastique tel que :

$$\lambda_{vp} = \sqrt{T \underline{\dot{\varepsilon}}^{vp} \underline{M}^{-1} \underline{\dot{\varepsilon}}^{vp}} = \dot{\varepsilon}_{12}^{an} \quad (\text{Eq. V.46})$$

Le passage des composantes de déformation du repère de l'éprouvette (O, X, Y) au repère d'orthotropie du pli $(0,1,2)$ s'écrit classiquement :

$$\dot{\varepsilon}_{12} = \frac{\dot{\varepsilon}_X - \dot{\varepsilon}_Y}{2} = \dot{\varepsilon}_{12}^e + \dot{\varepsilon}_{12}^{an} \quad (\text{Eq. V.47})$$

En considérant que $\dot{\varepsilon}_X = \dot{\varepsilon}_X^e + \dot{\varepsilon}_X^{an} = \dot{\sigma}_X/E_X + \dot{\varepsilon}_X^{an}$ et que $\dot{\varepsilon}_Y = \dot{\varepsilon}_Y^e + \dot{\varepsilon}_Y^{an} = -v_{XY} \cdot \dot{\sigma}_X/E_X + \dot{\varepsilon}_Y^{an}$, on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_{12}^{an} = \frac{\dot{\varepsilon}_X^{an} - \dot{\varepsilon}_Y^{an}}{2} = \frac{\dot{\varepsilon}_X - \dot{\varepsilon}_Y}{2} - \frac{\dot{\sigma}_X}{2E_X} (1 + v_{XY}) = \dot{\varepsilon}_{12} - \dot{\varepsilon}_{12}^e \quad (\text{Eq. V.48})$$

Le coefficient de Poisson v_{XY} du stratifié orthotrope équivalent est tel que $\dot{\varepsilon}_X = -v_{XY} \cdot \dot{\varepsilon}_Y$. Dans le cas de ce stratifié, il a été calculé ($v_{XY} = 0,913$). à l'aide du logiciel Lamkit® développé par EADS. Ainsi,

$$\dot{\varepsilon}_{12}^{an} = \frac{(\dot{\varepsilon}_X - \dot{\sigma}/E_X)(1 + v_{XY})}{2} \quad (\text{Eq. V.49})$$

Les valeurs nécessaires au calcul de ε_{12}^{an} ont été évaluées au moyen d'essais de traction à différentes vitesses (cf. Tableau V-5 et Figure V-6-a et b).

Tableau V-5 : Calcul du taux de déformation anélastique pour différentes vitesses de chargement

	Déplacement imposé \dot{d}_X ($mm.s^{-1}$)		
	$8,33.10^{-1}$	$8,33.10^{-2}$	$8,33.10^{-3}$
$\dot{\varepsilon}_X$ expérimental ($\%.s^{-1}$)	$7,57.10^{-1}$	$9,6.10^{-2}$	$8,2.10^{-3}$
E_X (GPa)	7.68	7.09	7.03
$\dot{\sigma}$ (MPa.s $^{-1}$)	52.68	5.49	0.5
$\varepsilon^e = \dot{\sigma}/E_X$ ($\%.s^{-1}$)	$6,86.10^{-1}$	$7,99.10^{-2}$	$7,10.10^{-3}$
ε_{12}^{an} ($\%.s^{-1}$)	$3,26.10^{-2}$	$7,33.10^{-3}$	$5,03.10^{-4}$

La valeur de τ_{12} est déterminée pour une valeur de déformation anélastique donnée $\varepsilon_{12}^{an} = 2\%$ (cf. Figure V-6-c). A partir de ces valeurs, on peut tracer l'évolution $y(x) = \log[\tau_{12} - \tau_y(T)]$ en fonction de $\log(x) = \log(\dot{\lambda}_{vp})$ qui permet de calculer les paramètres K et N par une identification des coefficients obtenus par régression linéaire (cf. Figure V-6-d).

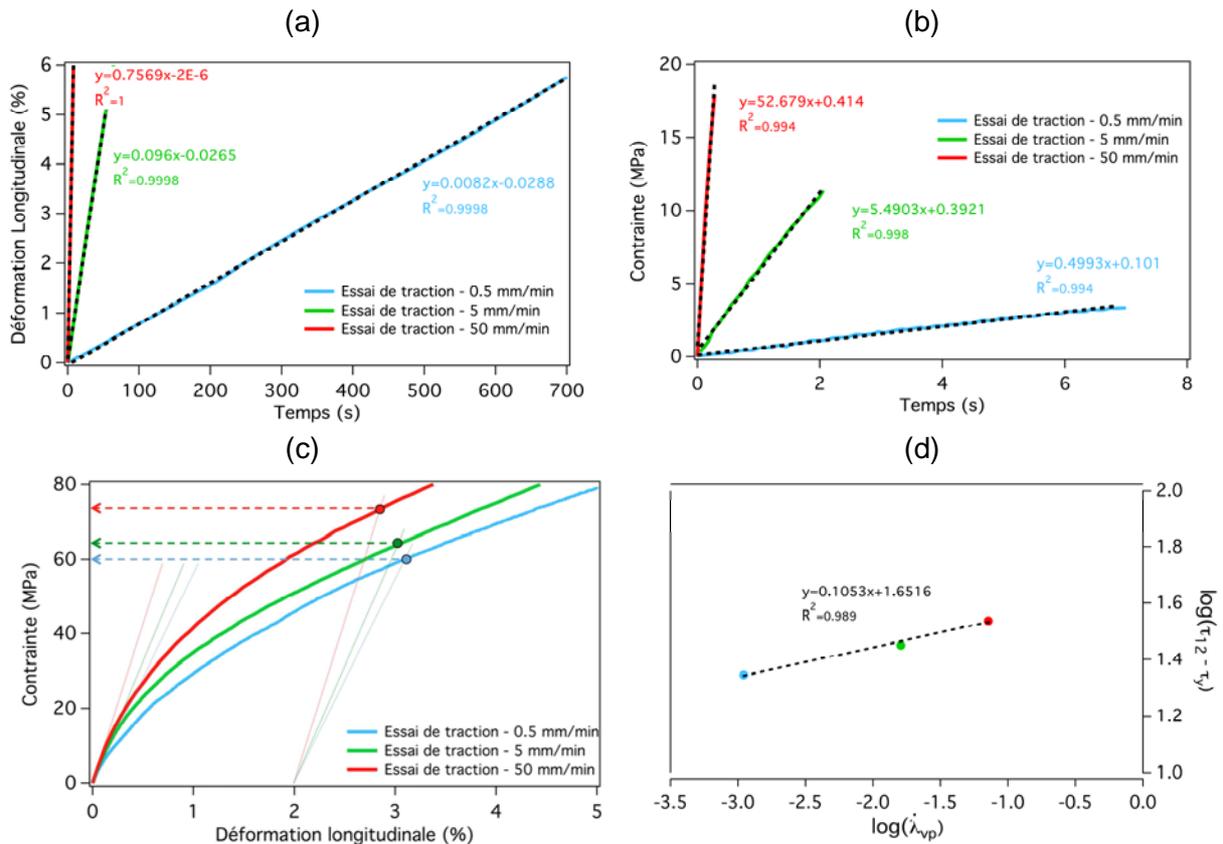


Figure V-6 : Identification des paramètres du modèle viscoplastique à partir des résultats d'essais de traction hors-axes à 120°C pour différentes vitesses de chargement : (a) Détermination de $\dot{\varepsilon}_X$ – (b) Détermination de $\dot{\sigma}_X$ – (c) Détermination des niveaux de contrainte pour une déformation anélastique donnée – (d) Evolution expérimentale de $\log[\tau_{12} - \tau_y(T)]$ en fonction de $\log(\dot{\lambda}_{vp})$

Le paramètre matériau δ associé à l'écroissage cinématique linéaire, est obtenu à partir d'un essai de charge-décharge progressif (cf. paragraphe III.2.2). L'identification est réalisée par « fitting » sur les premiers cycles (en-dessous de 80 MPa), car le modèle ne prend pas en compte l'endommagement pouvant apparaître au-delà de ce niveau (cf. Figure V-7). Les valeurs identifiées pour les paramètres du modèle viscoplastique sont reportées dans le Tableau V-6.

Tableau V-6 : Paramètres du modèle viscoplastique

Paramètres viscoplastiques	τ_y (MPa)	δ (MPa)	K	N
	10	400	$8,4 \cdot 10^{-12}$	9,5

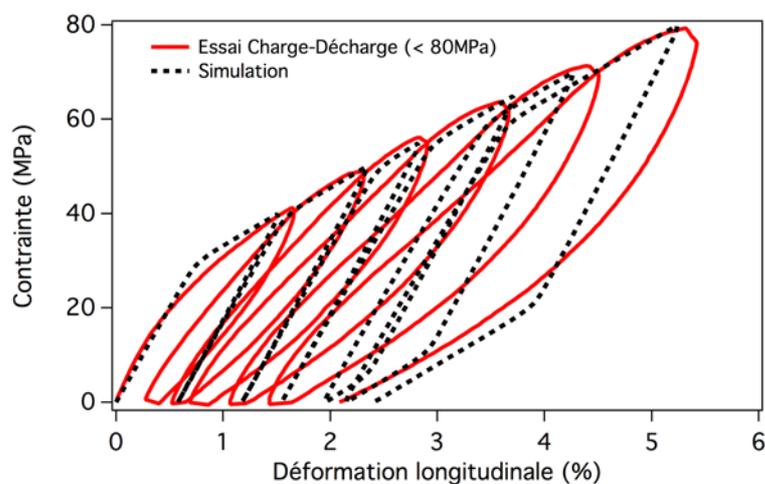


Figure V-7 : Expérience vs simulation pour un essai charge-décharge sur un stratifié C/PPS à plis croisés à 120°C

V.3 Simulation et validation

Ainsi, afin de tester la capacité prédictive du modèle numérique à rendre compte du comportement visco-élasto-plastique des composites TP à $T > T_g$, différents types de chargement plus ou moins complexe ont été simulés puis comparés aux résultats des essais expérimentaux.

V.3.1 Essais de fluage multi-paliers

Dans le but de tester la capacité du modèle à prendre en compte une succession de paliers de chargement, des essais multi-paliers court et long ont été réalisés. Afin de vérifier la précision du modèle, les réponses macroscopiques globales issues des résultats expérimentaux sont comparés à celles issues des simulations.

V.3.1.1 Paliers longs

Un essai de validation classique d'un modèle visco-élasto-plastique consiste à soumettre un stratifié à un chargement de fluage multiple consistant en une succession de paliers [Al-Haik, 2006] [Khan, 2001] [Schieffer, 2002]. Dans le cas présent, on teste le stratifié C/PPS sous chargement de fluage multi-paliers à 120°C avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$. Le chargement imposé est composé d'une succession de paliers de fluage de 24 heures avec des incréments de 10 MPa entre 40 et 80 MPa, suivie d'une recouvrance. La Figure V-8 permet de comparer les réponses expérimentale et numérique obtenues. Globalement, les niveaux de déformations sont correctement retrouvés par le modèle. Cependant, lors des paliers successifs, le changement dans la cinétique de fluage n'est pas correctement reproduit. Cette évolution est due au comportement viscoélastique non-linéaire du matériau [Petipas, 2000]. La formulation viscoélastique linéaire adoptée ne suffit donc pas pour représenter ce type de comportement. Une des perspectives d'amélioration du modèle développé consisterait alors à envisager un modèle viscoélastique non-linéaire. Par ailleurs, le modèle proposé est plus précis que les modèles de Schapery et Zapas-Crismann testés dans le même cas (cf. paragraphe IV.4.3).

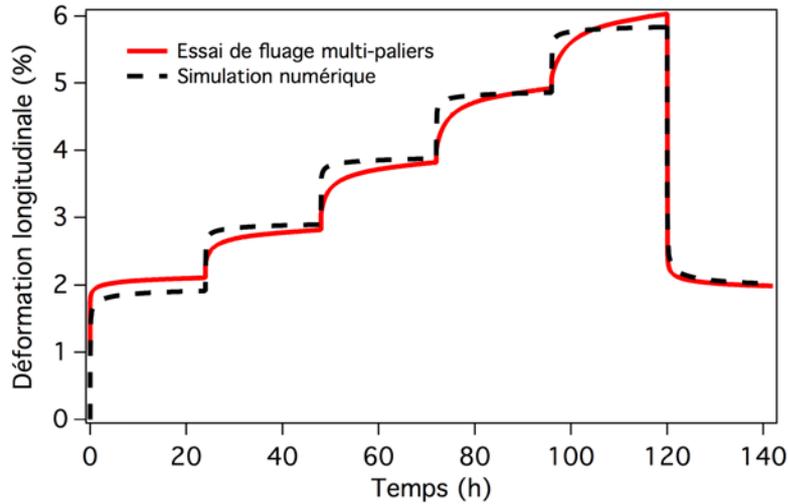
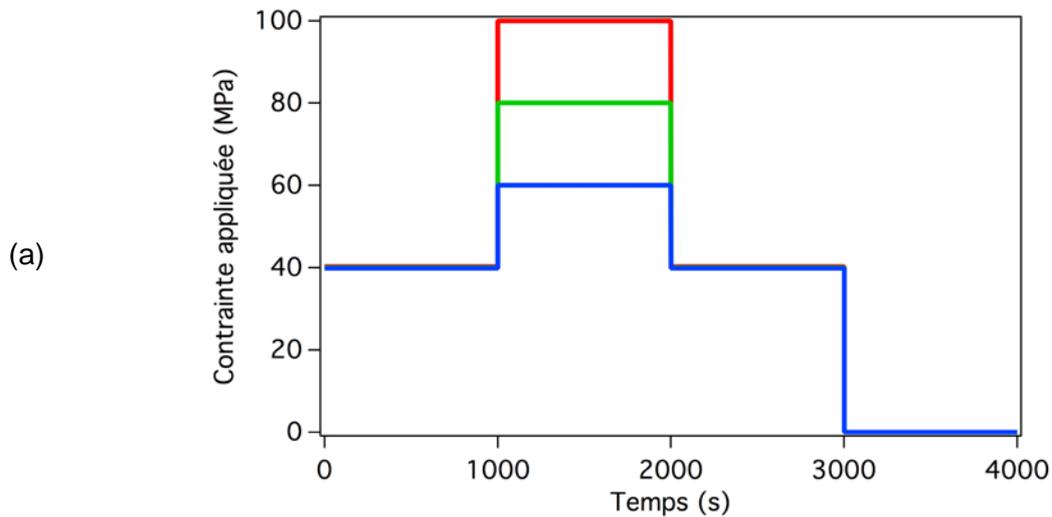


Figure V-8 : Comportement sous chargement de fluage multi-paliers (40-50-60-70-80MPa) à 120°C d'un stratifié C/PPS [(+45/-45)₇] - Evolution de la déformation longitudinale en fonction du temps : expérience vs simulation numérique

V.3.1.2 Paliers courts

La plupart des structures composites ne sont pas soumises uniquement à des effets constants. Pour permettre une précision fiable de la tenue en service, la réponse du modèle en charge-décharge doit être correcte. C'est pourquoi des essais de fluage multiples avec temps de maintien court (1000s) ont été réalisés puis simulés. Trois niveaux de charge maximale ont été testés (Figure V-9-a).



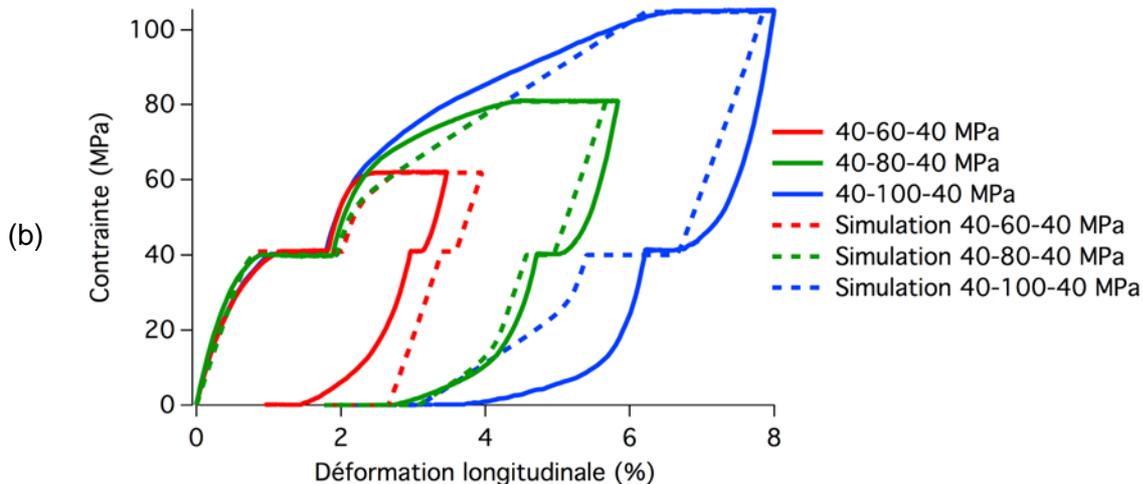


Figure V-9 : Comportement sous chargements de fluage tri-paliers (40-60-40, 40-80-40 et 40-100-40 MPa) à 120°C d'un stratifié C/PPS [(+45/-45)]₇ – Consigne en contrainte (a) et évolution de la contrainte en fonction de la déformation : expérience vs simulation numérique

La Figure V-9-b montre une bonne corrélation quantitative et qualitative entre expérience et modèle. La phase de décharge semble moins bien retranscrite, en particulier pour l'essai à charge maximale de 100 MPa. La limite d'endommagement du C/PPS à plis croisés, mise en évidence expérimentalement au Chapitre III, est 80 MPa. On peut donc considérer que le palier à 100 MPa induit de l'endommagement qui n'est pas pris en compte par le modèle. De plus, la déformation relativement importante atteinte ($\approx 8\%$) s'accompagne d'une rotation des fibres non-négligeable (cf. Chapitre III) dont le modèle ne tient pas compte, constituant ainsi une autre piste d'amélioration du modèle. On pourrait également considérer un écrouissage non linéaire qui améliorerait également la réponse.

V.3.2 Essais structures

Un manque de confiance dans les outils d'analyse du comportement des structures composites, particulièrement dans le cas de structures à fort gradient, impose le recours à des coefficients de sécurité élevés, rendant les solutions composites moins compétitives que celles utilisant les matériaux métalliques [Carrere, 2007]. Ainsi, afin de tester la capacité prédictive du modèle numérique à rendre du comportement visco-élasto-plastique des composites TP à $T > T_g$ pour des états de contraintes complexes, des essais expérimentaux à 120°C et les simulations associées ont été réalisés sur des éprouvettes à fort gradient de contrainte.

V.3.2.1 Réponses macroscopiques

A partir des conditions limites identifiées sur les essais expérimentaux, on cherche à déterminer si le modèle développé est capable de rendre compte du comportement du matériau dans différentes configurations d'essais à fort gradient de contraintes. Dans un premier temps, l'idée est simplement de comparer les réponses macroscopiques globales issues des résultats expérimentaux et des simulations.

✓ **Essai de traction monotone sur éprouvette trouée**

L'essai structure classique consiste à soumettre une éprouvette trouée ou entaillée à une sollicitation en traction monotone. Dans le cas présent, on teste le stratifié en traction à 120°C avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$. L'éprouvette possède un trou au centre avec un rapport $\frac{w}{d} = 5$. Pour représenter la réponse contrainte-déformation du stratifié, on utilise la contrainte brute tandis que la déformation est mesurée par un extensomètre possédant une longueur utile de 50mm (i.e. les lames de l'extensomètre sont éloignés de la singularité pour la déformation ait un sens). Le maillage est constitué de 960 éléments quadrangles de type COQ4, avec une partie plus raffinée près du trou permettant d'obtenir une précision satisfaisante de la simulation dans la zone surcontrainte (cf. Figure V-10-a). La comparaison des réponses macroscopiques (cf. Figure V-10-b) indique une bonne prédiction de l'outil numérique.

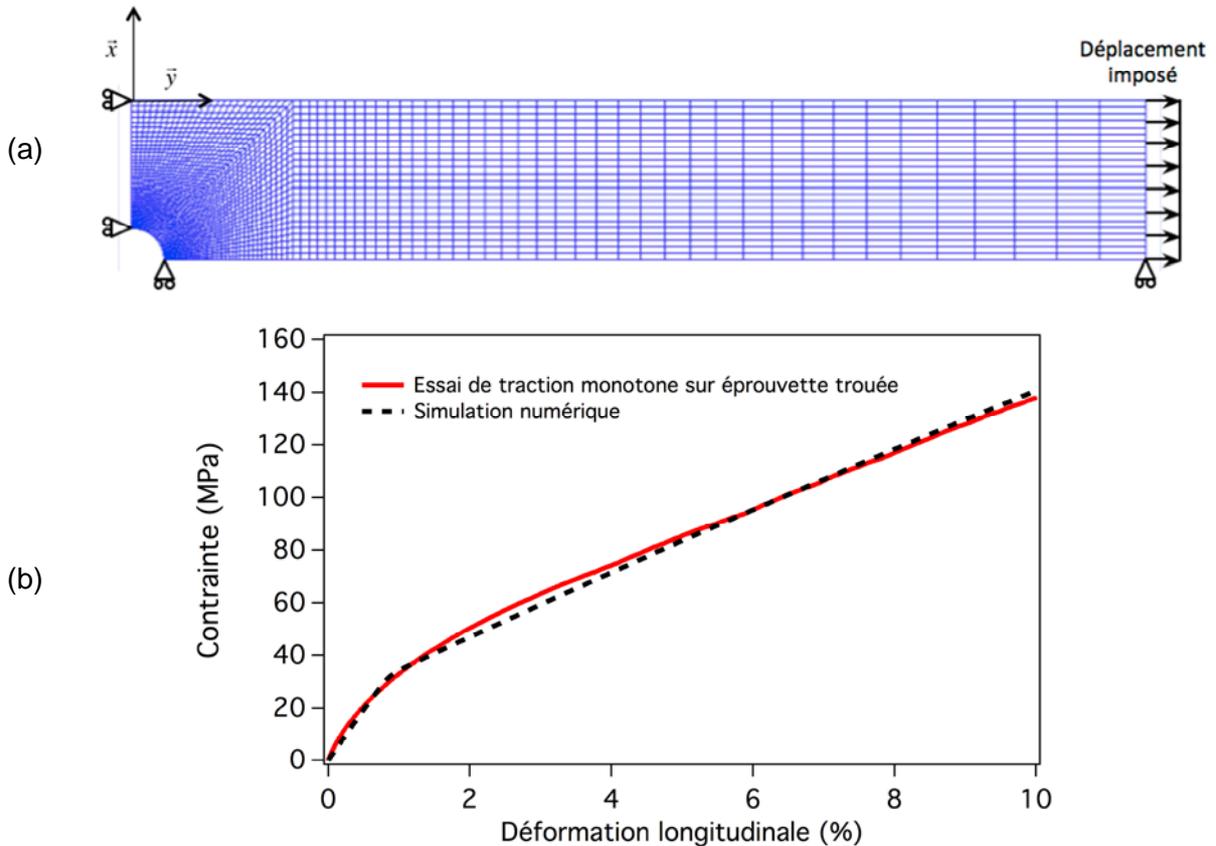


Figure V-10 : Maillage d'un quart de l'éprouvette à 960 éléments quadrangles de type COQ4 (a) et Essai de traction monotone (0.5mm/min) à 120°C sur une éprouvette trouée ($w/d=5$) en C/PPS avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$: expérience vs simulation numérique (b)

✓ **Essai de fluage sur éprouvette trouée**

L'essai de fluage sur stratifié troué permet d'aller plus loin dans l'évaluation des capacités prédictives du modèle en testant la prise en compte des effets visqueux dans le cas d'un état de contraintes planes. Deux essais de fluage-recouvrance consécutifs avec temps de maintien de 24h et une charge de fluage croissante (30 puis 66 MPa) ont été réalisés.

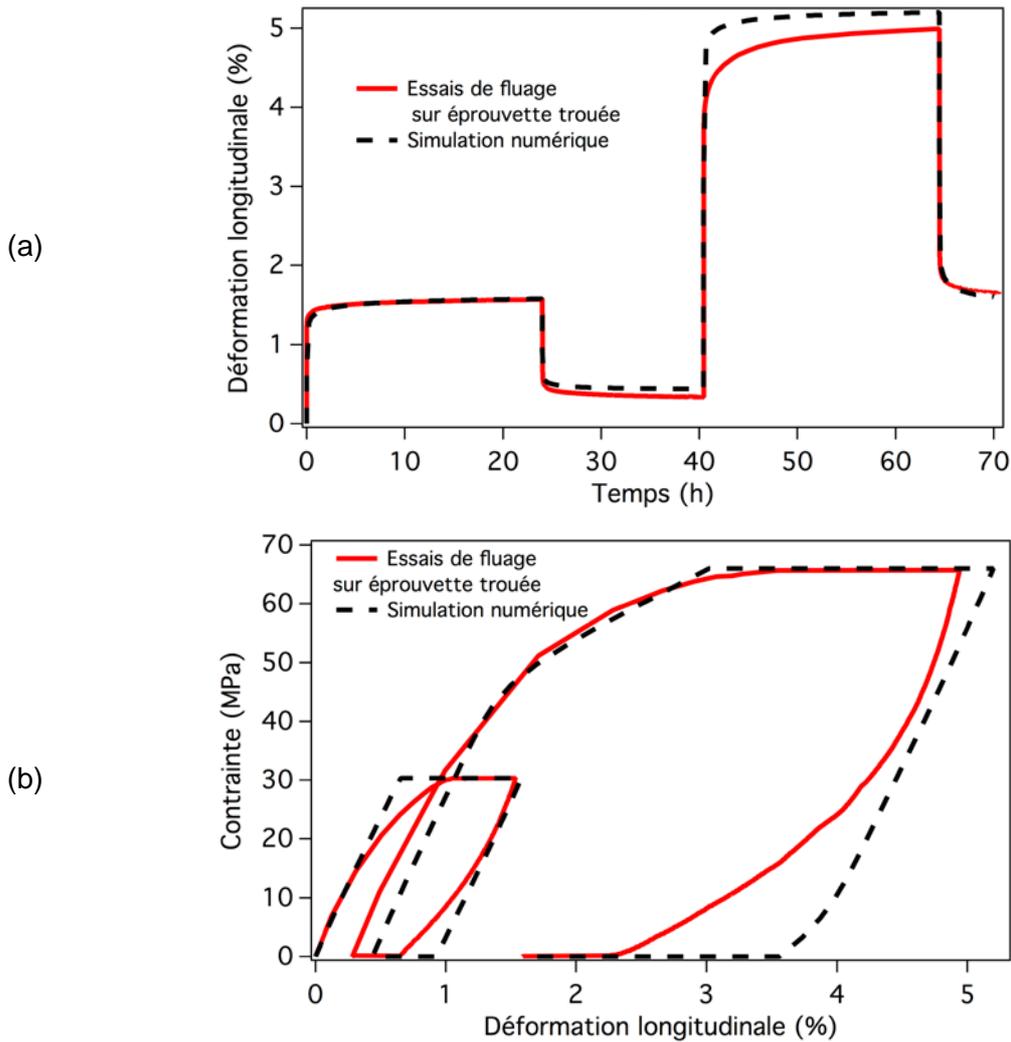


Figure V-11 : Essais de fluage-recouvrance consécutifs à 120°C C sur une éprouvette trouée ($w/d=5$) en C/PPS avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$: expérience vs simulation numérique – (a) Déformation longitudinale vs temps – (b) Contrainte vs déformation longitudinale

Les résultats de ces essais peuvent être comparés de deux façons : contrainte longitudinale vs temps (cf. Figure V-11-a) ou contrainte vs déformation longitudinale (cf. Figure V-11-b). Pour les deux représentations, le modèle viscoélastique viscoplastique développé permet de représenter de manière très satisfaisante la réponse du stratifié.

✓ **Essais structures sur éprouvettes de type Meuwissen**

D'autres géométries d'éprouvettes permettent de générer des champs de contraintes fortement hétérogènes. C'est le cas de l'éprouvette proposée par Meuwissen et al. [Meuwissen, 1998], qui présente deux entailles asymétriques (cf. Figure V-12-a), et qui induit un champ de déformation hétérogène à partir d'une sollicitation en traction. Initialement, ces auteurs ont utilisé cette méthode pour identifier les paramètres d'un modèle élasto-plastique du comportement de plaques en aluminium soumises à une sollicitation en traction. Le maillage est constitué de 1350 éléments quadrangles de type COQ4, avec une partie plus raffinée, permettant d'obtenir une précision satisfaisante de la simulation dans la zone de singularité (cf. Figure V-12-b).

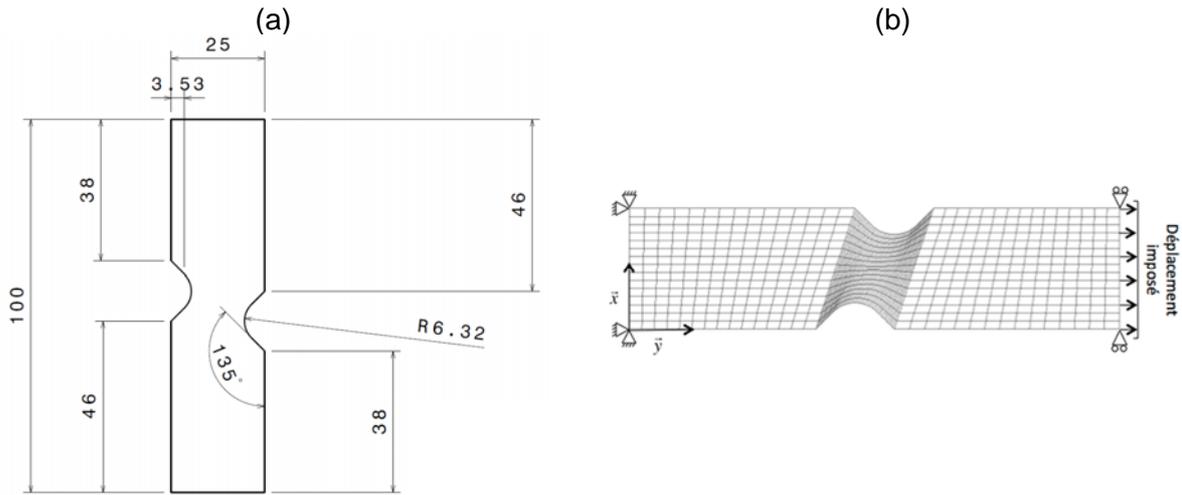


Figure V-12 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette Meuwissen (a) et Maillage de l'éprouvette Meuwissen à 1350 éléments quadrangles type COQ4

Dans notre cas, l'essai de traction démontre que l'outil numérique reproduit correctement le comportement macroscopique du matériau pour une éprouvette de type Meuwissen (cf. Figure V-13).

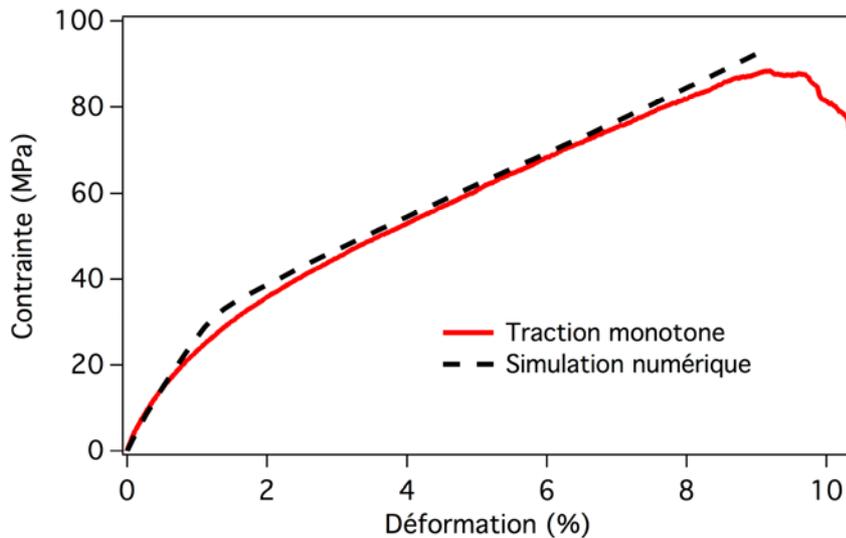


Figure V-13 : Essai de traction monotone (0.5mm/min) à 120°C sur une éprouvette en C/PPS de type Meuwissen [+45/-45]₇: expérience vs simulation numérique

De la même manière que pour l'essai de traction monotone sur éprouvette trouée, il est possible d'aller plus loin dans l'évaluation des capacités prédictives du modèle dans ce cas, en imposant des conditions d'essais qui vont révéler le comportement visqueux du matériau. Suivant la même logique que l'essai de fluage multi-paliers (à différents paliers de contrainte imposée), l'essai de relaxation multi-paliers est intéressant dans la mesure où il met en œuvre des mécanismes visqueux différents (à différents paliers de déformation imposée) et permet de tester l'aptitude du modèle à rendre compte de la relaxation des contraintes (cf. Figure V-14) au sein d'une structure à laquelle on impose différents paliers de déformation : 2-3-4-5-6%.

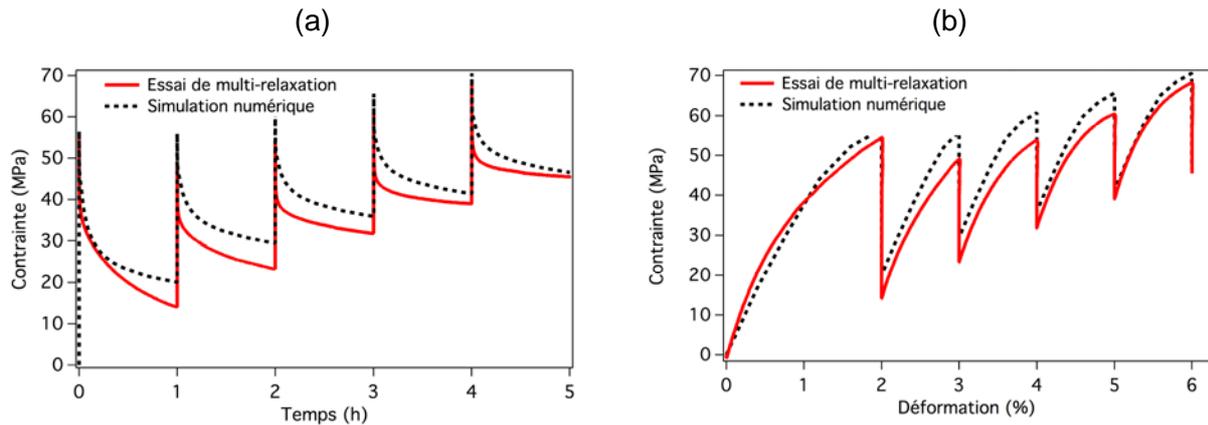


Figure V-14 : Comportement en multi-relaxation (2-3-4-5-6 %) à 120°C d'une éprouvette en C/PPS de type Meuwissen avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$: (a) Evolution de la contrainte longitudinale en fonction du temps – (b) Réponse contrainte-déformation longitudinale

Encore une fois, les résultats peuvent être comparés en termes de contrainte longitudinale vs temps (cf. Fig. Figure V-14-a) ou de contrainte vs déformation longitudinale (cf. Fig. Figure V-14-b). Ces deux représentations démontrent l'aptitude du modèle numérique à rendre compte du comportement du matériau de manière très acceptable.

V.3.2.2 Corrélation d'Images Numériques (CIN)

Outre la comparaison des courbes contrainte-déformation à des fins de validation qualitative et quantitative de l'outil numérique, un niveau de validation plus exigeant consiste à confronter les champs de déformation issus du calcul et de l'expérience en appliquant une technique de Corrélation d'Images Numériques (CIN) lors de l'essai. Les techniques de mesure de champs sont largement utilisées tant pour la validation des modèles numériques que l'identification des propriétés mécaniques [Payandeh, 2010] ou paramètres de modèles [Belhabib, 2007]. En outre, les mesures de champs peuvent également être exploitées pour étudier la croissance des fissures et l'endommagement des matériaux [Claire, 2002] [Avril, 2004].

✓ Application d'une technique de mesure de champs

Dérivée de l'application à des matériaux homogènes, la technique de mesure de champs par corrélation d'images numériques est une méthode permettant une investigation très riche du comportement de structures hétérogènes telles que les matériaux composites [Lévêque, 2008]. La corrélation d'images numériques est une méthode extensométrique qui peut être utilisée soit en remplacement des jauges classiques soit pour obtenir une information plus globale (champ des déplacements plans ou 3D) sur toute ou partie de la surface d'une éprouvette stratifiée. Dans le cas présent, cette technique permet de mesurer des champs hétérogènes sur des plaques structurales trouées. Ainsi cette méthode est mise en œuvre sur des éprouvettes planes trouées que l'on recouvre d'une peinture blanche préalablement à l'essai. On réalise ensuite un marquage artificiel par projection d'un mouchetis de peinture sur la surface du matériau, via une bombe de peinture noire (cf. Figure V-15).

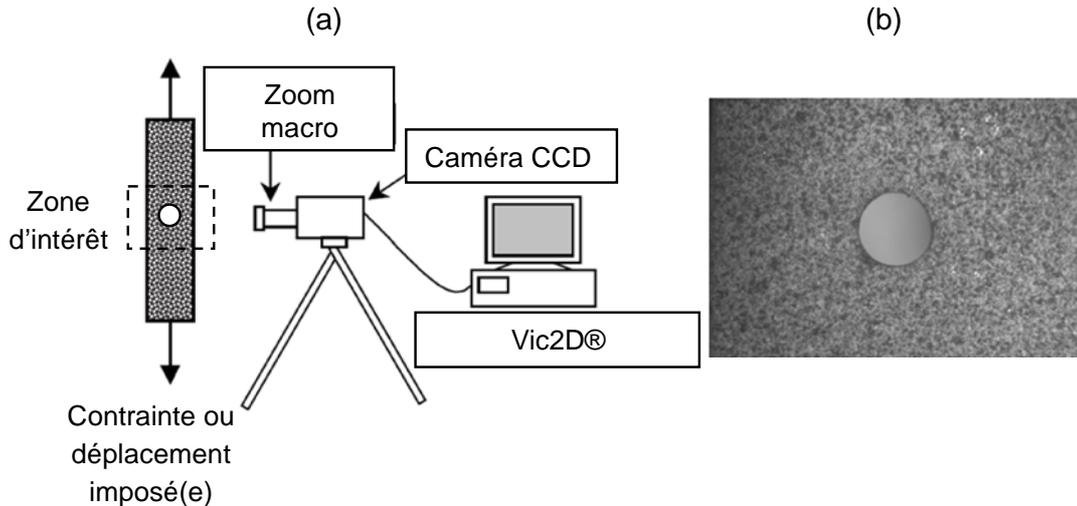


Figure V-15 : Technique de mesure de champ par corrélation d'images numériques :
 (a) Schéma du dispositif d'acquisition d'images numériques – (b) Epreuve couverte d'un mouchetis de peinture

Lors de l'essai, on filme une zone d'intérêt (dimensions : 30*40 mm) autour du trou au moyen d'une caméra CCD (Charged Couple Device) Prosilica de résolution 659*493 placée à distance de l'éprouvette (environ 50cm) et du logiciel d'acquisition d'images Visionstage qui permet de définir la fréquence d'acquisition des images numériques (typiquement 1 image par seconde). On obtient ainsi une séquence d'images parmi lesquelles on isole en particulier deux photos : celle du matériau non-déformé (avant le début de l'essai) et celle du matériau déformé (juste avant la rupture ou à un autre instant). Les images ainsi obtenues sont traitées au moyen du logiciel de corrélation d'images numériques Vic2D®. Ce logiciel permet de définir simplement des zones d'intérêt de forme complexes où l'on cherche à évaluer précisément les champs de déformations hétérogènes. De plus, plusieurs types d'interpolation sont utilisables tels que détaillés dans [Doumalin, 2000]. L'algorithme de corrélation, implémenté dans ce logiciel, va chercher à retrouver un motif du mouchetis, défini par plusieurs pixels en différents niveaux de gris, entre l'image du matériau non déformé et son image déformée dans le but d'évaluer le champ de déplacement correspondant. La détermination du champ de déplacement s'appuie sur l'évolution d'une grille virtuelle définie sur l'image de référence. La maille de cette grille est choisie par l'utilisateur en fonction de la précision voulue. Entre les deux instants identifiés, le logiciel détermine de manière itérative l'évolution des pixels d'une maille de la grille en calculant la différence des niveaux de gris d'un même pixel de manière à minimiser cette différence. Quand la différence est inférieure à une tolérance donnée, l'algorithme est appliqué à un autre pixel de la maille puis à une autre maille de la grille. Finalement, on obtient le champ de déplacement correspondant à tous les pixels de la zone d'étude. A partir de ce champ de déplacement sont calculées les composantes ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{xy} du champ de déformation de Green-Lagrange.

Enfin, on peut préciser que les travaux de Lévêque et al. se sont intéressés aux problèmes d'estimation de la précision locale des mesures de déformation par corrélation d'images dans le cas des composites stratifiés, problème encore très ouvert [Lévêque, 2008]. Ainsi, il est actuellement difficile de savoir si l'erreur locale dépend uniquement de la précision de la mesure ou de l'hétérogénéité du matériau composite. Il faut donc trouver un compromis entre la précision souhaitée et la résolution spatiale (fonction des dimensions de

l'image) suffisante pour quantifier les hétérogénéités des champs de déformation. La précision obtenue est alors étroitement liée à la qualité des images numériques et à la finesse du mouchetis.

✓ **Essais de fluage-recouvrance sur éprouvette trouée**

L'application de la technique de corrélation d'images numériques lors d'un essai de fluage-recouvrement sur éprouvette trouée à 120°C permet de suivre l'évolution du champ de déformation longitudinal de Green-Lagrange en photographiant l'éprouvette à différents instants. La comparaison choisie correspond à la fin du chargement de type fluage (après 24h), juste avant le début de la phase de recouvrance (voir Figure V-16). Ces champs mettent notamment en évidence la prédominance de mécanismes de déformations viscoélastique et viscoplastique localisées le long des fibres orientées à $\pm 45^\circ$.

De plus, le modèle reproduit très bien le champ d'isovaleurs de déformation dans cette configuration où les déformations d'origine visqueuses sont très marquées. La valeur de la surdéformation maximale prédite par le modèle au bord du trou (13%) est proche de celle observée expérimentalement (environ 6% d'erreur relative), ce qui tend à démontrer la relative précision de l'outil numérique à rendre compte de la réponse des stratifiés TP à $T > T_g$ dans configurations d'essais à fort gradient de contraintes.

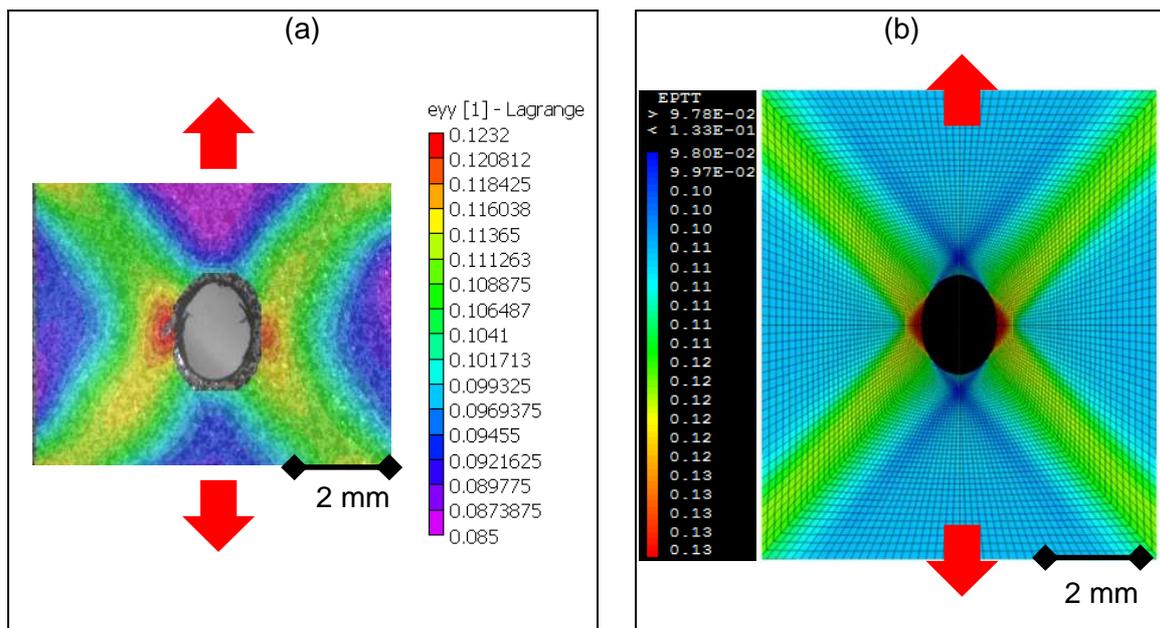


Figure V-16 : Comparaison des champs d'isovaleurs de déformation longitudinale de Green-Lagrange après 24h lors d'un essai de fluage sur éprouvette trouée : (a) CIN – (b) Simulation numérique

✓ **Essai de traction monotone sur éprouvette Meuwissen**

La comparaison des champs de déformation longitudinale de Green-Lagrange ε_{yy} juste avant la rupture permet d'observer la répartition le long d'une bande orientée à 45° du champ d'isovaleurs de déformation longitudinale (cf. Figure V-17-a et Figure V-17-b). Cette répartition, et l'observation du faciès de rupture (cf. Figure V-17-c) sont cohérentes avec les résultats obtenus dans le cas des essais de traction monotone à 120°C sur des stratifiés troués possédant une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$ [Vielle, 2011] [Vielle, 2013]. En effet, les fibres tendent à s'aligner selon la direction de sollicitation, mais la concentration des contraintes en bout d'entaille induit la rupture prématurée des fibres qui

se propage de l'extérieur vers l'intérieur de l'éprouvette. De plus, d'un point de vue quantitatif, la surdéformation calculée est de l'ordre de 30% en bout d'entaille, relativement proche de la valeur expérimentale. Cependant, l'observation du champ expérimental avant rupture montre que la corrélation d'images ne peut pas se faire dans certaines zones, car l'endommagement est déjà initié localement. La fissuration et la décohésion fibres/matrice qui s'opère dans ces zones (cf. Figure V-17-c) se traduit par le craquellement du mouchetis où le calcul ne peut converger. La précision du champ dans ces zones est donc à considérer avec prudence.

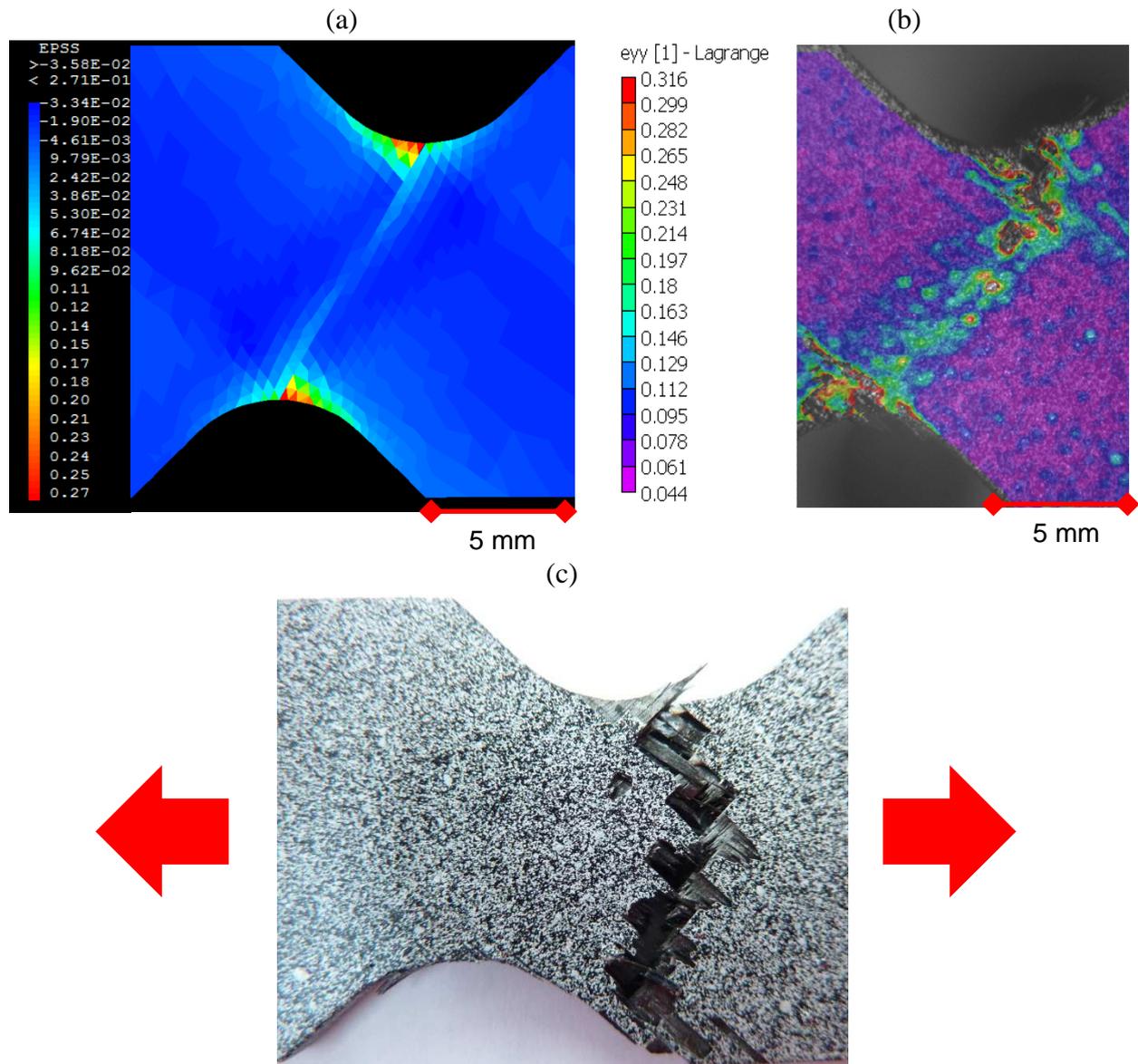


Figure V-17 : Comparaison des champs de déformation longitudinale de Green-Lagrange E_{yy} dans une éprouvette en C/PPS de type Meuwissen soumise à une traction monotone à 120°C : (a) Simulation numérique – (b) CIN – (c) Observation macroscopique du faciès de rupture

✓ **Essai de relaxation multi-paliers**

L'utilisation de la CIN dans ce cas permet simplement d'observer la cartographie du champ de déformation longitudinale et de vérifier le niveau de déformation imposée lors de chaque palier. Ainsi, on peut noter que le champ de déformation n'évolue pas qualitativement lors de l'essai de relaxation multi-paliers, seulement quantitativement (cf. Figure V-18). La comparaison aux simulations numériques montre une bonne corrélation qualitative mais aussi quantitative prouvant encore une fois la capacité de prédiction du modèle du comportement visco-élasto-plastique du C/PPS à 120°C.

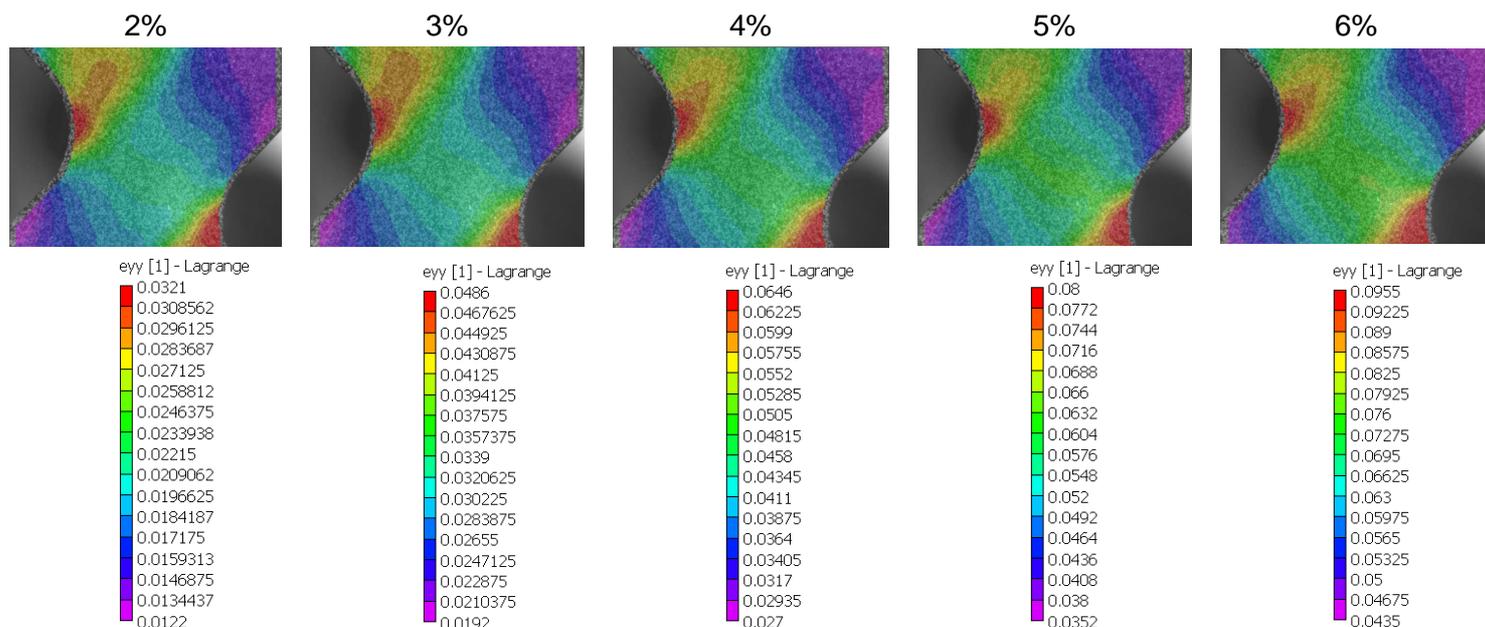


Figure V-18 : Evolution du champ de déformation longitudinale de Green-Lagrange E_{yy} dans une éprouvette en C/PPS de type Meuwissen avec une séquence d'empilement à plis croisés $[(+45/-45)]_7$ soumise à un essai de relaxation multi-paliers à 120°C

V.4 Conclusion

En conclusion, ce chapitre a permis de vérifier l'applicabilité du modèle viscoélastique spectral associé au modèle viscoplastique de Norton généralisé pour rendre compte du comportement à long terme de stratifiés tissés C/PPS à plis orientés. Les avantages de cette approche résident principalement dans le faible nombre de paramètres, et dans la possibilité d'utiliser un algorithme de calcul des contraintes classique de type prédiction-corrrection. L'implémentation dans le code E.F. Cast3m s'en trouve alors facilitée. Suite à une identification rigoureuse des paramètres à partir des essais expérimentaux, des essais de validations ont été réalisés pour tester la capacité prédictive du modèle pour des chargements plus complexes. Ainsi, la comparaison des réponses numériques et expérimentales pour différents types de chargements (fluage-recouvrance et relaxation multi-paliers, essais structures) démontre la capacité du modèle à rendre compte de manière satisfaisante le comportement visco-élasto-plastique très marqué du C/PPS à $T > T_g$. De plus, la mise en œuvre d'une technique de mesure de champs par Corrélation d'Image Numérique (CIN) a permis de valider qualitativement et quantitativement l'outil numérique dans le cas d'essais de traction sur des structures. Enfin, la prise en compte de la non-linéarité du comportement viscoélastique et de l'endommagement sont des perspectives immédiates afin d'améliorer le modèle numérique.

✓ **Références Bibliographiques :**

- Al-Haik, M.S. , M.Y. Hussaini et H. Garmestani (2006)**, *Prediction of nonlinear viscoelastic behavior of polymeric composites using an artificial neural network*, International Journal of Plasticity, 22(7): 1367-1392.
- Albouy, W. , B. Vieille et L. Taleb (2013)**, *Experimental and numerical investigations on the time-dependent behavior of woven-ply PPS thermoplastic laminates at temperatures higher than glass transition temperature*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing,(0).
- Alfano, G. , F.D. Angelis et L. Rosati (2001)**, *General solution procedures in elasto/viscoplasticity*, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 190(39): 5123-5147.
- Aucher, J. (2009)**, *Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable*, PhD thesis at the INSA Rouen.
- Avril, S. , A. Vautrin et Y. Surrel (2004)**, *Grid method: Application to the characterization of cracks*, Experimental Mechanics, 44(1): 37-43.
- Bassery, J. (2011)**, *Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites*, PhD Thesis of Ecole Nationale Supérieures des Mines de Paris.
- Belhabib, S. (2007)**, *Développement d'un essai de traction hétérogène et identification d'une loi d'érouissage et d'un critère de plasticité par recalage éléments finis sur des mesures de champs de déformations finies obtenues par corrélation d'images numériques*, Thèse de Doctorat de l'Université Paris XIII.
- Boubakar, M.L. , F. Trivaudey , D. Perreux et L. Vang (2002)**, *A meso-macro finite element modelling of laminate structures: Part I: time-independent behaviour*, Composite Structures, 58(2): 271-286.
- Boubakar, M.L. , L. Vang , F. Trivaudey et D. Perreux (2003)**, *A meso-macro finite element modelling of laminate structures: Part II: time-dependent behaviour*, Composite Structures, 60(3): 275-305.
- Carrere, N. , F. Laurin , F.X. Irisarri , C. Huchette et J.-F. Maire (2007)**, *Simulation du comportement et de la ruine de structures composites à fort gradient*, 18ème Congrès Français de Mécanique.
- Claire, D. , F.o. Hild et S.p. Roux (2002)**, *Identification of damage fields using kinematic measurements*, Comptes Rendus Mécanique, 330(11): 729-734.
- Doumalin, P. (2000)**, *Microextensométrie locale par corrélation d'images numérique- Application aux études micromécaniques par microscopie électronique à balayage*, Thèse de Doctorat de l'Ecole Polytechnique.
- Halphen, B. et Q.S. Nguyen (1975)**, *Sur les matériaux standards généralisés*, Journal of Mechanics,(14): 29-63.
- Khan, A. et H. Zhang (2001)**, *Finite deformation of a polymer: experiments and modeling*, International Journal of Plasticity, 17(9): 1167-1188.

- Lemaitre, J. , J.-L. Chaboche , A. Benallal et R. Desmorat (2009)**, *Mécanique des matériaux solides*, Dunod
- Lévêque, D. , K. Longuet , A. Mavel , G. Le Besnerais et F. Champagnat (2008)**, *Intérêt des mesures de champs dans la caractérisation expérimentale du comportement des composites stratifiés*. 15èmes Journées Nationales sur les Composites - JNC15, Marseille (Year).
- Maire, J.-F. (1992)**, *Etudes Théorique et Expérimentale du Comportement de Matériaux Composites en Contraintes Planes*. Département de Mécanique, PhD Thesis from Université de Franche-Comté.
- Marcin, L. (2010)**, *Modélisation du comportement , de l'endoammgement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Bordeaux, Université Bordeaux I.
- Meuwissen, M.H.H. , C.W.J. Oomens , F.P.T. Baaijens , R. Petterson et J.D. Janssen (1998)**, *Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical,Äexperimental method*, *Journal of Materials Processing Technology*, 75(1,Ä3): 204-211.
- Nowick, A.S. et B.S. Berry (1972)**, *Anelastic relaxation in crystalline solids*. NYC
- Payandeh, Y. (2010)**, *Elaboration et caractérisation de composites intelligents NiTi/Epoxyde : effets de la transformation martensitique sur le comportement mécanique et sur la décohésion interfaciale*, Thèse de Doctorat de l'ENSAM Paris, n°432, 2010.
- Petipas, C. (2000)**, *Analyse et prévision du comportement à long terme des composites fibres de carbone*, PhD Thesis of the Université de Franche-Comté.
- Ristinmaa, M. et N.S. Ottosen (2000)**, *Consequences of dynamic yield surface in viscoplasticity*, *International Journal of Solids and Structures*, 37(33): 4601-4622.
- Schieffer, A. , J.-F. Maire et D. Lévêque (2002)**, *A coupled analysis of mechanical behaviour and ageing for polymer-matrix composites*, *Composites Science and Technology*, 62(4): 543-549.
- Vieille, B. , J. Aucher et L. Taleb (2011)**, *Woven ply thermoplastic laminates under severe conditions: Notched laminates and bolted joints*, *Composites Part B: Engineering*, 42(3): 341-349.
- Vieille, B. , J. Aucher et L. Taleb (2013)**, *Overstress accommodation in notched woven-ply thermoplastic laminates at high-temperature: Numerical modeling and validation by Digital Image Correlation*, *Composites Part B: Engineering*, 45(1): 290-302.

Conclusion et Perspectives

Utiliser un composite à matrice polymère bien au-delà de sa T_g ... voilà une idée bien étrange ! Cette approche pouvait effectivement sembler saugrenue, si elle n'était le résultat d'une réflexion proposée par les industriels de l'aéronautique : Quels matériaux composites pour les avions de demain ? C'est la question que se posent actuellement les bureaux d'études d'Airbus et de Boeing. Ainsi, les composites à matrice TP sont à l'épreuve des exigences principales du monde aéronautique : un compromis entre masse, coût et certification. L'utilisation industrielle de ces nouveaux matériaux passe, notamment par l'étude du comportement à long terme. Apporter des réponses quant à la contribution de la visco-élasto-plasticité au comportement en fatigue de stratifiés tissé C/PPS et C/Epoxy, telle était l'ambition de ce travail. Les objectifs s'articulaient autour de deux axes : un axe expérimental traitant du comportement en fluage et en fatigue des deux matériaux à iso-configuration ; et un axe numérique visant à développer un outil numérique permettant de rendre compte du comportement viscoélastique et viscoplastique de stratifiés C/PPS à $T > T_g$.

➤ **Conclusion**

Une revue bibliographique portant sur le comportement thermomécanique de stratifiés tissés sous chargement monotone a permis de poser les bases de l'étude du comportement à haute température, sous chargement de fluage et de fatigue des deux matériaux. La partie expérimentale de l'étude a permis de rendre compte du comportement à long terme et en fatigue de stratifiés tissés C/PPS et C/Epoxy à $T = 120^\circ\text{C}$ telle que $T_g|_{\text{C/PPS}} < T < T_g|_{\text{Epoxy}}$.

Des essais de fluage-recouvrance réalisés sur des stratifiés $[(+45,-45)]_7$ ont permis de mettre en évidence le comportement visco-élasto-plastique très marqué du C/PPS en raison de la nature très ductile de la matrice PPS à $T > T_g$. Dans le cas du C/Epoxy ($T < T_g$), la réponse moins ductile de la matrice rend le comportement dépendant du temps moins marqué et principalement dû aux effets viscoplastiques.

Ensuite, l'étude visait à comprendre l'influence de la ductilité et des effets dépendant du temps sur le comportement cyclique de stratifiés tissés C/PPS et C/Epoxy.

Dans un premier temps, l'étude du comportement en fatigue de stratifiés à plis orientés $[(+45,-45)]_7$ s'est révélée essentielle pour appréhender la contribution des plis à 45° dans des stratifiés QI $[(0,90);(+45,-45);(0,90);(+45,-45);(0,90);(+45,-45);(0,90)]$. Les résultats montrent que, dans le cas du C/Epoxy, l'augmentation de la fréquence a tendance à allonger la durée de vie, alors qu'elle n'a quasiment pas d'effet sur les stratifié C/PPS. La comparaison des réponses macroscopiques et des faciès de rupture a permis de mettre en évidence un comportement en fatigue très différent pour les deux matériaux. Si les mécanismes de plastification accompagnée de la réorientation des fibres semblent prévaloir pour les stratifiés C/PPS, c'est l'endommagement (décohésions aux interfaces fibre/matrice et aux interplis) qui est prépondérant. En effet, le comportement ductile de la matrice PPS permet de retarder le seuil de fissuration de la résine par plastification, donnant aux zones riches en matrice un rôle prépondérant dans l'évolution de l'endommagement en agissant comme des barrières à la fissuration.

Dans un second temps, l'analyse du comportement en fatigue de stratifiés QI C/PPS et C/Epoxy, s'est concentrée sur l'identification et la mise en évidence de la chronologie d'endommagement au cours d'un essai de fatigue. En effet, une fractographie post-mortem et des observations microscopiques (longitudinales et transversales) à différents stades de la durée de vie ont démontré des comportements radicalement différents. D'une part, les stratifiés C/PPS sont caractérisés par une ruine de type catastrophique. L'endommagement apparaît principalement sous forme de fissures intra-torons longitudinales et transversales multiples dans les plis à $\pm 45^\circ$ aboutissant à de la fissuration inter-laminaire et un délaminage modéré sur les bords libres de l'éprouvette. D'autre part, le C/Epoxy présente une rupture progressive essentiellement dominée par des décohésions fibre/matrice et un délaminage importants. De plus, le ralentissement de la croissance de l'endommagement par plastification de la matrice PPS a été clairement observé au niveau des zones riches en matrice proches des plis à 45° , expliquant en partie un endommagement très localisé suivi d'une rupture catastrophique des fibres à 0° .

Enfin, la dernière partie de l'étude consistait à évaluer l'interaction pouvant exister entre fluage et fatigue au cours d'un essai cyclique sur stratifié C/PPS à plis orientés. Il apparaît nettement qu'un pré-fluage à un niveau de contrainte supérieur au seuil d'endommagement a pour effet d'accroître significativement la durée de vie en fatigue, de même qu'un temps de maintien long. Là encore, les mécanismes de plastification de la matrice et de la réorientation des fibres, contribuent à réduire les concentrations de contrainte et à ralentir la progression de l'endommagement.

Concernant le volet numérique de la thèse, une brève revue bibliographique a montré que très peu de références font état de la modélisation du comportement en fatigue de stratifiés tissés à matrice TP, notamment à haute température. En première approche, le modèle viscoélastique non-linéaire de Schapery associé au modèle viscoplastique de Zapas-Crissman a été adopté pour modéliser le comportement fortement visco-élasto-plastique à 120°C du stratifié C/PPS $[(+45,-45)]_7$. Cette modélisation donne des résultats relativement précis pour des sollicitations uniaxiales de type fluage-recouvrance. En revanche, la réponse obtenue pour une sollicitation uniaxiale multi-paliers révèle une certaine divergence.

Ainsi, un modèle viscoélastique spectral, développé pour représenter le comportement de composites UD à matrice TD, a été adopté en raison de sa formulation tensorielle simple. Ce modèle viscoélastique est associé à un modèle viscoplastique de Norton généralisé. Les avantages de cette modélisation résident principalement dans la possibilité d'utiliser un algorithme de calcul des contraintes classique (de type prédiction-correction) et dans le faible nombre de paramètres à identifier. L'implémentation dans le code E.F. Cast3m et la simulation s'en trouvent alors facilitées. Suite à une identification rigoureuse des paramètres, des essais de validation ont été réalisés pour tester la capacité prédictive du modèle pour des sollicitations plus complexes. Ainsi, la comparaison des réponses numériques et expérimentales pour différents types de chargements (fluage-recouvrance et relaxation multi-paliers, essais structures) démontre l'aptitude du modèle à rendre compte de manière satisfaisante du comportement visco-élasto-plastique très marqué du C/PPS à $T > T_g$. De plus, la mise en œuvre d'une technique de mesure de champs par Corrélation d'Image Numérique (CIN) a permis de valider qualitativement et quantitativement l'outil numérique dans le cas d'essais de traction sur des structures à forts gradients de contraintes (stratifié troué, stratifié à double entailles).

➤ **Perspectives**

Les différents résultats obtenus (expérimentaux ou numériques) offrent de nombreuses perspectives à la suite de cette thèse:

- Amélioration du modèle numérique méso-macro
- Etude du comportement en fatigue de stratifiés troués
- Mise en œuvre d'une technique d'Emission Acoustique pour le suivi de l'endommagement en temps réel

Tout d'abord, afin de pouvoir rendre compte du comportement viscoélastique viscoplastique endommageable de stratifiés TP, on peut adopter une formulation dans laquelle les pertes de rigidité sont prises en compte via le tenseur des souplesses endommagé et une variable scalaire d'endommagement. La cinétique de cette variable est alors définie à partir d'une fonction de charge d'endommagement. Par ailleurs, sous sa forme actuelle, le modèle viscoélastique spectral est basé sur une distribution gaussienne des mécanismes visqueux. Cependant, cette formulation peut favoriser les mécanismes spécifiques pour des temps de relaxation soit longs ou soit courts. Ainsi, on peut envisager de tronquer ou retarder le spectre afin de pondérer différemment ces mécanismes. De plus, les courbes isochrones issues des essais de fluage-recouvrance à différents paliers ont mis en évidence la non-linéarité du comportement viscoélastique. La simulation de l'essai de fluage multi-paliers confirme le manque de précision du modèle (du point de vue de l'accélération de la cinétique de fluage en raison de la non prise en compte de la non-linéarité de la viscoélasticité).

Enfin, la déformation significative observée à 120°C pour les stratifiés sollicités hors-axes est composée en réalité de deux contributions : une déformation de type comportementale (viscoélastique et viscoplastique) et une déformation de type structurel associée à la rotation des fibres. Sous sa forme actuelle, le modèle représente seulement les déformations viscoélastique et viscoplastique. En revanche, il ne rend pas compte du changement d'état de contrainte dans chaque pli, associé à la réorientation des fibres selon la direction de chargement. De plus, la rigidification secondaire s'opérant à partir d'un certain niveau de contrainte n'est pas non plus prise en compte. Ces différents aspects constituent des voies d'amélioration de l'outil numérique.

Du point de vue expérimental, l'influence d'une concentration de contrainte (telle que celle imposée par la présence d'un trou) sur le comportement cyclique est fondamentale pour des applications industrielles. Ainsi, des essais préliminaires ont déjà été réalisés sur stratifiés QI. L'étude préliminaire réalisée montre une influence notable des effets dépendant du temps dans le phénomène de relaxation locale des contraintes autour du trou à $T > T_g$, allongeant la durée de vie de manière spectaculaire à haut niveau de contrainte pour le C/PPS (environ 1700 fois plus longue) (cf. Figure 1). Dans le cas du C/Epoxy, à $T < T_g$, le même effet est observé mais l'allongement de la durée de vie est bien plus modéré que celui observé avec le C/PPS (environ 17 fois plus longue) (cf. Figure 1). Il faut toutefois noter que les contraintes à rupture des éprouvettes trouées sont plus faibles que les éprouvettes pleines (247 MPa vs 472 MPa pour le C/PPS et 292 MPa vs 505 MPa pour le C/Epoxy). Des analyses fractographiques et des observations RX de stratifiés troués permettent de mettre en évidence des mécanismes spécifiques à chaque matériau (cf. Annexe 2).

Dans le C/Epoxy, la généralisation au matériau des différents modes d'endommagement en fatigue tels que la fissuration matricielle, décohésion fibre/matrice, délaminage (« wear-out ») contribuent à la redistribution des contraintes au bord du trou, ce qui se traduit par un allongement de la vie en fatigue. Dans le cas du C/PPS, l'endommagement étant très localisé autour du trou, ce sont les mécanismes dépendant du temps, s'opérant dans les plis à 45°, qui vont permettre une relaxation locale des contraintes. En effet, il a été mis en évidence que ces mécanismes favorisent un écrêtage des surcontraintes au bord du trou, pouvant expliquer l'allongement spectaculaire de la durée de vie du C/PPS [Vielle, 2013].

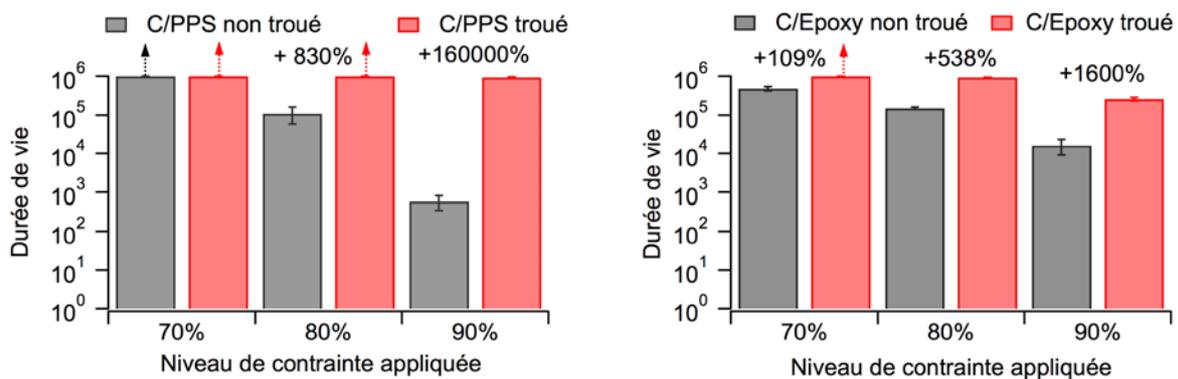


Figure 1 : Influence de présence d'un trou sur la durée de vie en fatigue des stratifiés QI C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Par ailleurs, l'acquisition récente d'un équipement d'Emission Acoustique ouvre des perspectives intéressantes pour le suivi en temps réel de l'endommagement au sein des stratifiés soumis à tout type de chargement (essai de fatigue notamment). Cependant, l'analyse des informations issues de la chaîne d'acquisition acoustique implique un travail préalable d'identification de la signature acoustique des différents mécanismes d'endommagement (amplitude, énergie, durée, ...). Initialement, des essais de traction monotone sur renfort tissé seul ou matrice pure sont envisagés afin d'isoler et d'identifier les mécanismes tels que la rupture de fibre ou la fissuration matricielle. A partir de ces résultats, cette technique pourra être mise en œuvre dans le cas d'essais de fatigue, afin de suivre (en temps réel) l'accumulation de dommages, mais également de connaître la chronologie d'endommagement sans avoir recours à des essais interrompus et à des observations microstructurales (cf. paragraphe III.3.2.3).

En marge de ces essais, la technique d'Emission Acoustique a été utilisée pour déterminer avec précision le seuil d'endommagement, à partir d'essais charge-décharge (cf. paragraphe III.2.2). Ainsi, il semble qu'une activité acoustique intense débute à environ 60 MPa (contre 80 MPa précédemment) dans le stratifié C/PPS à plis orientés. Les résultats mettent également en évidence (via une baisse de l'émissivité au sein du matériau) le phénomène de réorientation des fibres et du seuil de saturation de rotation des fibres (cf. Annexe 3).

En définitive, ces nombreuses perspectives devraient permettre d'affiner la compréhension des mécanismes spécifiques d'endommagement en fatigue à $T > T_g$ des stratifiés tissés à matrice TP.

Annexes

Annexe 1

- **Calcul exact de $\frac{d\bar{f}_{vp}^{dyn}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ (voir paragraphe V.1.2.3 – Lois incrémentales viscoélastiques viscoplastiques)**

D'après l'Equation V.13, on a :

$$\begin{aligned}\frac{d\bar{f}_{vp}^{dyn}}{d\dot{\lambda}_{vp}} &= \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[{}_{n+1}\overline{(\sigma - X)} - \tau_y(T) - \left(\dot{\lambda}_{vp}/K \right)^{1/N} \right] \\ &= \frac{d {}_{n+1}\overline{(\sigma - X)}}{d\dot{\lambda}_{vp}} - \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\left(\dot{\lambda}_{vp}/K \right)^{1/N} \right] \\ &= \left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right] \left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})} \right] - \frac{1}{KN} \left(\dot{\lambda}_{vp}/K \right)^{\frac{1}{N}-1} \\ &= \left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right] \left[\frac{M_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{{}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})} \right] - \frac{1}{KN} \left(\dot{\lambda}_{vp}/K \right)^{\frac{1}{N}-1}\end{aligned}$$

Ainsi, le calcul de $\frac{d\bar{f}_{vp}^{dyn}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ se résume à devoir calculer la composante $\left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right]$.

- **Calcul de $\left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right]$**

$$\left[\frac{d {}_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right] = \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\underline{V}_{n+1}\underline{\sigma} - \underline{Z}_{n+1}\underline{X} \right] = \frac{d\underline{V}}{d\dot{\lambda}_{vp}} {}_{n+1}\underline{\sigma} + \underline{V} \frac{d {}_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}} - \frac{d\underline{Z}}{d\dot{\lambda}_{vp}} {}_{n+1}\underline{X}$$

Essayons de simplifier cette expression en déterminant s'il existe un lien entre \underline{V} et \underline{Z} .

- **Relation entre \underline{V} et \underline{Z}**

Comme,

$$\underline{V} = \left[\underline{I} - \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{ZM} \right] = \frac{\left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} - \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{ZM}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)}$$

Alors :

$$\underline{V} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] = \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} - \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{ZM} \quad (1)$$

D'autre part :

$$\underline{\underline{Z}}^{-1} = \underline{\underline{I}} + \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} = \frac{\left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)}$$

Donc :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{Z}}^{-1} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] &= \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}} \\ \underline{\underline{Z}} \underline{\underline{Z}}^{-1} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] &= \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{Z}} \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{Z}} \underline{\underline{M}} \\ \underline{\underline{I}} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] &= \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{Z}} + \delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{Z}} \underline{\underline{M}} \quad (2) \end{aligned}$$

En sommant (1) et (2) :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{V}} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] + \underline{\underline{I}} \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \\ = \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{I}} + \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \underline{\underline{Z}} \end{aligned}$$

Donc :

$$\left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \left[\underline{\underline{V}} + \underline{\underline{I}}\right] = \left[({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)\right] \left[\underline{\underline{Z}} + \underline{\underline{I}}\right]$$

Soit encore :

$$\underline{\underline{V}} + \underline{\underline{I}} = \underline{\underline{Z}} + \underline{\underline{I}}$$

Et finalement :

$$\underline{\underline{V}} = \underline{\underline{Z}}$$

- **Calcul de $\underline{\underline{V}}$**

Donc l'expression de $\underline{\underline{V}}$ peut s'écrire :

$$\underline{\underline{V}} = \left[\underline{\underline{I}} - \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{V}} \underline{\underline{M}} \right]$$

En regroupant les termes, on obtient :

$$\underline{\underline{V}}^{-1} \underline{\underline{V}} \left[\underline{\underline{I}} + \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} \right] = \underline{\underline{V}}^{-1}$$

Ce qui permet de vérifier que :

$$\underline{\underline{V}}^{-1} = \left[\underline{\underline{I}} + \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot {}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}}{({}_{n+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} \right] = \underline{\underline{Z}}^{-1}$$

Ainsi :

$$\underline{\underline{V}} = \frac{\left[\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot n+1\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}}}{\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T)}^{-1}$$

Comme $\underline{\underline{V}}$ est un tenseur diagonal alors :

$$\underline{\underline{V}} = \frac{\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T)}{\left[\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot n+1\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}}}$$

Et donc :

$$\underline{\underline{V}}^2 = \frac{\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T)}{\left[\left[(n+1)\dot{\lambda}_{vp}/K \right]^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot n+1\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}}}$$

Cette dernière expression sera utilisée ultérieurement dans le calcul de $\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$. Revenons au

calcul de $\frac{d_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}}$.

- **Intégration de cette formule dans le calcul de $\frac{d_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}}$**

Comme $\underline{\underline{V}} = \underline{\underline{Z}}$ alors :

$$\left[\frac{d_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right] = \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\underline{\underline{V}}_{n+1}\underline{\sigma} - \underline{\underline{Z}}_{n+1}\underline{X} \right] = \frac{d\underline{\underline{V}}}{d\dot{\lambda}_{vp}} (n+1)\underline{\sigma} - n\underline{X} + \underline{\underline{V}} \frac{d_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$$

Décomposons le calcul en deux étapes :

- le calcul de $\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$
- le calcul de $\frac{d_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$
- **Calcul de $\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$**

$$\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = \frac{d\underline{\underline{V}}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} \frac{d\underline{\underline{V}}}{d\underline{\underline{V}}^{-1}}$$

D'une part, en posant $\underline{\underline{V}} = \underline{\underline{U}}^{-1}$, on a :

$$\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\underline{\underline{V}}^{-1}} = \frac{d\underline{\underline{U}}^{-1}}{d\underline{\underline{U}}} = -\underline{\underline{U}}^{-2} = -\underline{\underline{V}}^2$$

Comme,

$$\underline{\underline{V}}^2 = \frac{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}} \right]^2}$$

Alors :

$$\frac{d\underline{\underline{V}}}{d\underline{\underline{V}}^{-1}} = - \frac{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{\underline{I}} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp} \underline{\underline{M}} \right]^2}$$

D'autre part :

$$\begin{aligned} \frac{d\underline{\underline{V}}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} &= \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\underline{\underline{I}} + \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{\underline{M}} \right] \\ &= \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\frac{\delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \right] \underline{\underline{M}} \end{aligned}$$

Calculons $\frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\frac{\delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \right]$

$$\begin{aligned} \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\frac{n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \right] &= \frac{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) - \frac{n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{K^{1/N}} \cdot (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp})^{\frac{1}{N}-1}}{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2} \\ &= \frac{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) - \frac{1}{N} (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N}}{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2} \\ &= \frac{(1 - 1/N)(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)}{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2} \end{aligned}$$

Ainsi :

$$\frac{d\underline{\underline{V}}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = \delta \cdot \Delta t \cdot \frac{(1 - 1/N)(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)}{\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2} \underline{\underline{M}}$$

Finalement, on obtient :

$$\frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} = \left\{ \delta \cdot \Delta t \cdot \frac{\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n+1) \lambda_{vp} / K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T)}{\left[(n+1) \lambda_{vp} / K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]^2} \underline{M} \right\} \cdot \left\{ - \frac{\left[(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2}{\left[\left[(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\}$$

En conclusion :

$$\frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} = \frac{-\delta \cdot \Delta t \cdot \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n+1) \lambda_{vp} / K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{M}}{\left[\left[(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2}$$

• **Calcul de $\frac{d_{n+1}\sigma}{d\lambda_{vp}}$**

On a :

$$\begin{aligned} \frac{d_{n+1}\sigma}{d\lambda_{vp}} &= \frac{d}{d\lambda_{vp}} \left[\underline{W} \left(n+1\sigma^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n\xi_i + \frac{\Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV}_{nX} \right) \right] \\ &= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n+1\sigma^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n\xi_i + \frac{\Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV}_{nX} \right] \\ &\quad + \underline{W} \frac{d}{d\lambda_{vp}} \left[\frac{\Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV}_{nX} \right] \\ &= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n+1\sigma^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n\xi_i + \frac{\Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV}_{nX} \right] \\ &\quad + \underline{W} \left[\Delta t \cdot \frac{d}{d\lambda_{vp}} \left[\frac{n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \right] \underline{AMV}_{nX} \right. \\ &\quad \left. + \frac{\Delta t \cdot n+1 \lambda_{vp}}{(n+1) \lambda_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AM} \frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} \underline{nX} \right] \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
&= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n_{+1}\underline{\sigma}^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi i} + \frac{\Delta t. n_{+1}\lambda_{vp}}{(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV} n_{\underline{X}} \right] \\
&\quad + \Delta t. \underline{WAM} \left[\frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]^2} \underline{V} \right] \\
&\quad + \frac{n_{+1}\lambda_{vp}}{(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} \Big] n_{\underline{X}} \\
&= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n_{+1}\underline{\sigma}^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi i} + \frac{\Delta t. n_{+1}\lambda_{vp}}{(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV} n_{\underline{X}} \right] \\
&\quad + \frac{\Delta t. \underline{WAM}}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \left[\frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \underline{V} \right] \\
&\quad + n_{+1}\lambda_{vp} \frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} \Big] n_{\underline{X}}
\end{aligned}$$

Or :

$$\begin{aligned}
&\frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \underline{V} + n_{+1}\lambda_{vp} \frac{d\underline{V}}{d\lambda_{vp}} \\
&= \frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \underline{V} \\
&\quad - \frac{\delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} [(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{M}}{\left[[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{I} + \delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \\
&= \frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \left\{ \underline{V} - \frac{\delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} [(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{M}}{\left[[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{I} + \delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\} \\
&= \frac{[(1 - 1/N)(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]} \left\{ \frac{[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)]}{\left[[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{I} + \delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} \underline{M} \right]} \right. \\
&\quad \left. - \frac{\delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} [(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{M}}{\left[[(n_{+1}\lambda_{vp}/K)^{1/N} + \tau_y(T)] \underline{I} + \delta. \Delta t. n_{+1}\lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\}
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
&= \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) \left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \left\{ \frac{\underline{I}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]} \right. \\
&\quad \left. - \frac{\delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\} \\
&= \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) \left(\lambda_{vp}/K\right)^{\frac{1}{N}} \right. \\
&\quad \left. + \tau_y(T) \right] \left\{ \frac{\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} - \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\} \\
&= \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) \left(\lambda_{vp}/K\right)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \left\{ \frac{\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\}
\end{aligned}$$

Revenons au calcul de $\frac{d_{n+1}\sigma}{d\lambda_{vp}}$:

$$\begin{aligned}
\frac{d_{n+1}\sigma}{d\lambda_{vp}} &= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n_{+1}\sigma^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi_i} + \frac{\Delta t \cdot \lambda_{vp}}{\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T)} \frac{\underline{AMV}}{\underline{nX}} \right] \\
&\quad + \frac{\Delta t \cdot \underline{WAM}}{\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) \left(\lambda_{vp}/K\right)^{\frac{1}{N}} \right.} \\
&\quad \left. + \tau_y(T) \right] \left\{ \frac{\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\} \underline{nX}
\end{aligned}$$

Donc :

$$\begin{aligned}
\frac{d_{n+1}\sigma}{d\lambda_{vp}} &= \frac{d\underline{W}}{d\lambda_{vp}} \left[n_{+1}\sigma^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi_i} + \frac{\Delta t \cdot \lambda_{vp}}{\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T)} \frac{\underline{AMV}}{\underline{nX}} \right] \\
&\quad + \frac{\Delta t \cdot \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) \left(\lambda_{vp}/K\right)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{WAM}}{\left[\left[\left(\lambda_{vp}/K\right)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot \lambda_{vp} \underline{M} \right]^2} \underline{nX}
\end{aligned}$$

Enfin, il reste à calculer $\frac{d\underline{W}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$.

Puisque :

$$\underline{W}^{-1} = \underline{I} + \left(\sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \right) \underline{AS}^{ve} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV}$$

Alors :

$$\begin{aligned} \frac{d\underline{W}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} &= \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\underline{I} + \left(\sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta} \cdot \mu_i}{1 + \varepsilon_{\Delta}} \right) \underline{AS}^{ve} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV} \right] \\ &= \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\frac{\Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AMV} \right] \\ &= \Delta t \cdot \frac{d}{d\dot{\lambda}_{vp}} \left[\frac{n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \right] \underline{AMV} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T)} \underline{AM} \frac{d\underline{V}}{d\dot{\lambda}_{vp}} \\ &= \Delta t \cdot \underline{AM} \left\{ \frac{\left[(1 - 1/N)(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]}{\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]^2} \underline{V} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp}}{\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]} \frac{d\underline{V}}{d\dot{\lambda}_{vp}} \right\} \end{aligned}$$

Les calculs de \underline{V} et de $\frac{d\underline{V}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ ont été réalisés précédemment, on remplace dans l'expression précédente :

$$\begin{aligned} \frac{d\underline{W}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} &= \Delta t \frac{\left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]}{\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right]} \\ &\underline{AM} \left\{ \frac{\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I}}{\left[\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} \underline{M} \right]^2} \right\} \end{aligned}$$

Donc :

$$\frac{d\underline{W}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = \frac{\Delta t \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]}{\left[\left[(n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} / K)^{1/N} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1} \dot{\lambda}_{vp} \underline{M} \right]^2} \underline{AM}$$

En outre :

$$\frac{d\underline{W}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = \frac{d\underline{W}^{-1}}{d\dot{\lambda}_{vp}} \frac{d\underline{W}}{d\underline{W}^{-1}}$$

Comme pour \underline{V} , on a :

$$\frac{d\underline{W}}{d\underline{W}^{-1}} = -\underline{W}^2$$

Finalement :

$$\frac{d\underline{W}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = -\Delta t \frac{\left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}\underline{M} \right]^2} \underline{AMW}^2$$

En conclusion :

$$\begin{aligned} \frac{d_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}} &= -\Delta t \frac{\left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}\underline{M} \right]^2} \underline{AMW}^2 \\ &\left[n_{+1}\underline{\sigma}^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi i} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T)} \frac{\underline{AMV}}{\underline{AMW}} n_{\underline{X}} \right] \\ &+ \frac{\Delta t \cdot \left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{WAM} n_{\underline{X}}}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}\underline{M} \right]^2} \end{aligned}$$

En factorisant, il vient:

$$\boxed{\frac{d_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}} = \Delta t \frac{\left[\left(1 - \frac{1}{N}\right) (n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right]}{\left[\left[(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T) \right] \underline{I} + \delta \cdot \Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}\underline{M} \right]^2} \times \left\{ \underline{WAM} n_{\underline{X}} - \underline{AMW}^2 \left[n_{+1}\underline{\sigma}^* + \underline{A} \sum_{i=1}^{n_b} \frac{\varepsilon_{\Delta}}{1 + \varepsilon_{\Delta}} n_{\xi i} + \frac{\Delta t \cdot n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}}{(n_{+1}\dot{\lambda}_{vp}/K)^{\frac{1}{N}} + \tau_y(T)} \frac{\underline{AMV}}{\underline{AMW}} n_{\underline{X}} \right] \right\}}$$

Les calculs de $\frac{d\underline{V}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ et de $\frac{d_{n+1}\underline{\sigma}}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ permettent alors d'obtenir l'expression de $\frac{d_{n+1}(\underline{\sigma} - \underline{X})}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ et

donc, finalement celle de $\frac{d\bar{f}_{vp}^d}{d\dot{\lambda}_{vp}}$ nécessaire à la résolution de l'équation associée au schéma itératif de Newton-Raphson.

Annexe 2

➤ Etude du comportement en fatigue d'éprouvettes trouées

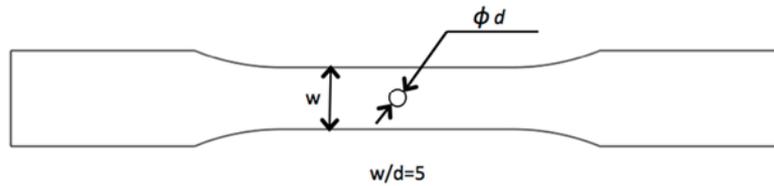


Figure 1 : Géométrie de l'éprouvette trouée

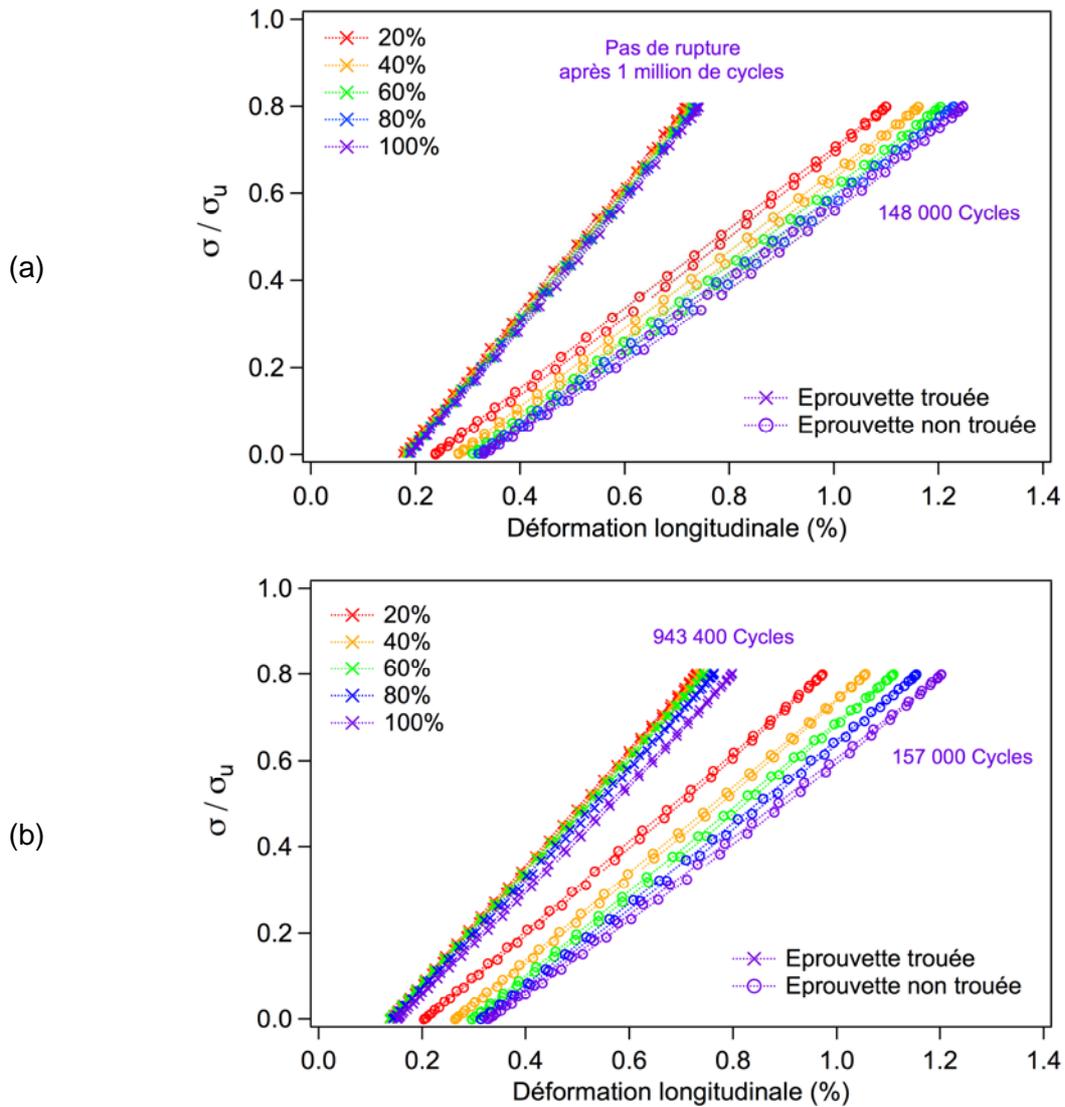


Figure 2 : Comparaison du comportement macroscopique contrainte-déformation sous chargement de fatigue de stratifiés troué et non troué C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

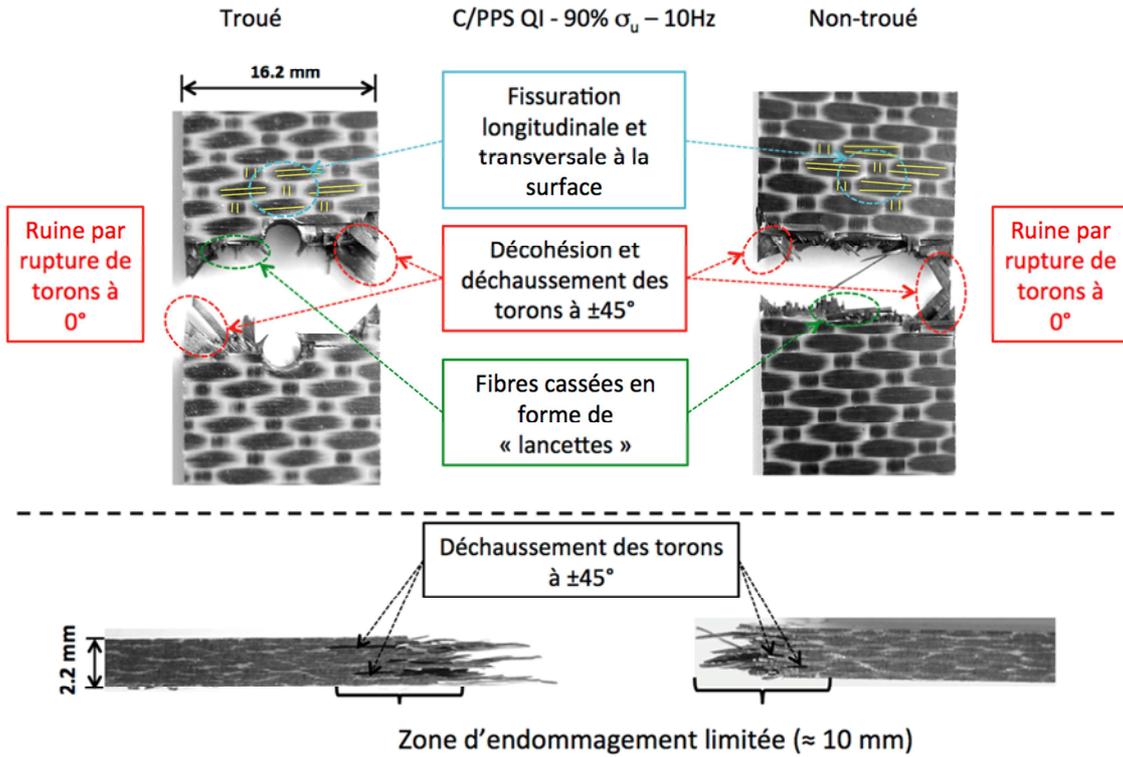


Figure 3 : Analyse fractographique post-mortem de stratifiés C/PPS sollicités en fatigue à 80% σ_u à 10Hz

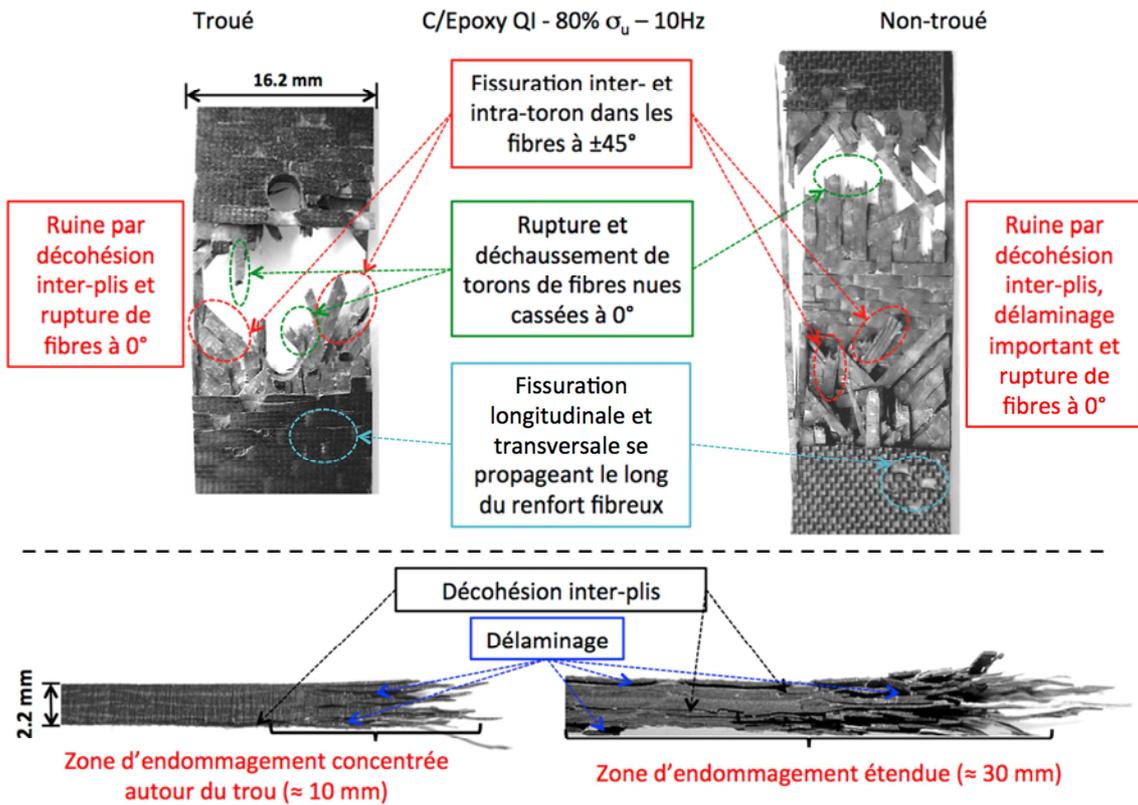


Figure 4 : Analyse fractographique post-mortem de stratifiés C/Epoxy sollicités en fatigue à 80% σ_u à 10Hz

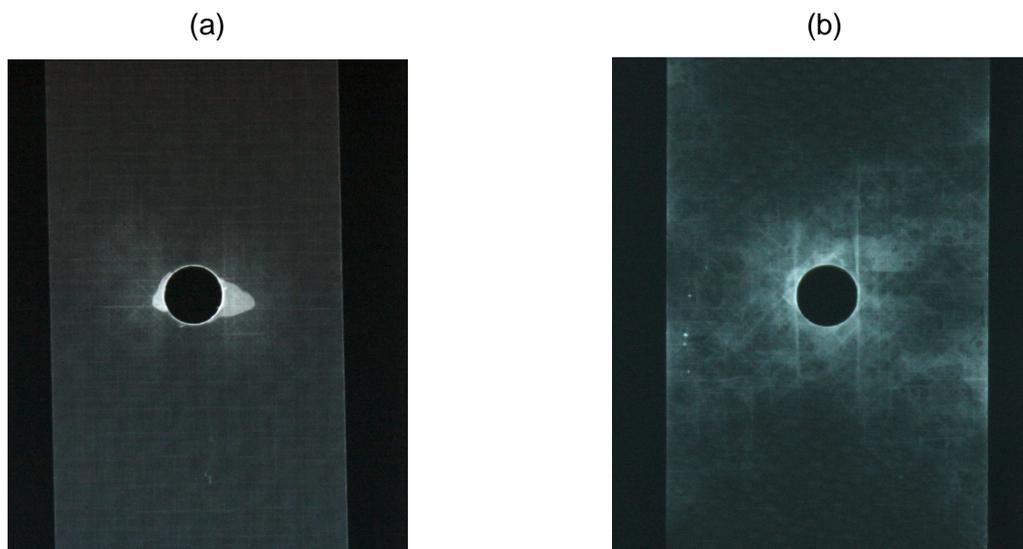


Figure 5 : Observations aux rayons X d'éprouvettes non rompues ayant subit 1 million de cycles sous chargement de fatigue à 10Hz et à $70\% \sigma_u$: C/PPS (a) et C/Epoxy (b)

Annexe 3

- Résultats de l'essai de charge-décharge sur stratifié C/PPS [(+45,-45)]₇ par suivi Emission Acoustique

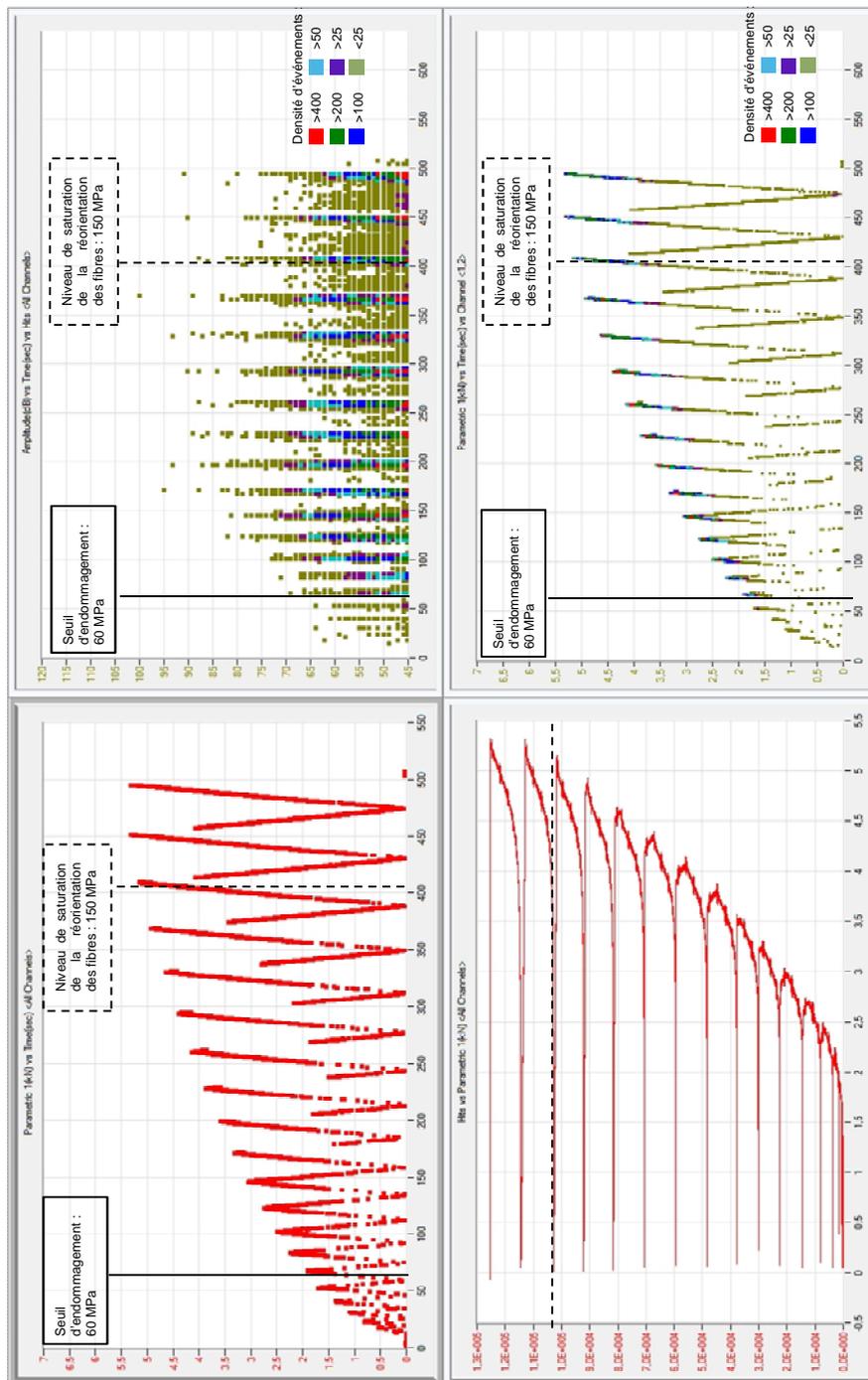


Figure 1 : Emissivité générale

Graphique 1 : Consigne en force (kN) en fonction du temps

Graphique 2 : Nombre de salves cumulées en fonction de la consigne en force (kN) – Effet Felicity

Graphique 3 : Amplitude des salves en fonctions du temps

Graphique 4 : Consigne en force (kN) en fonction du temps avec la densité de salves par point

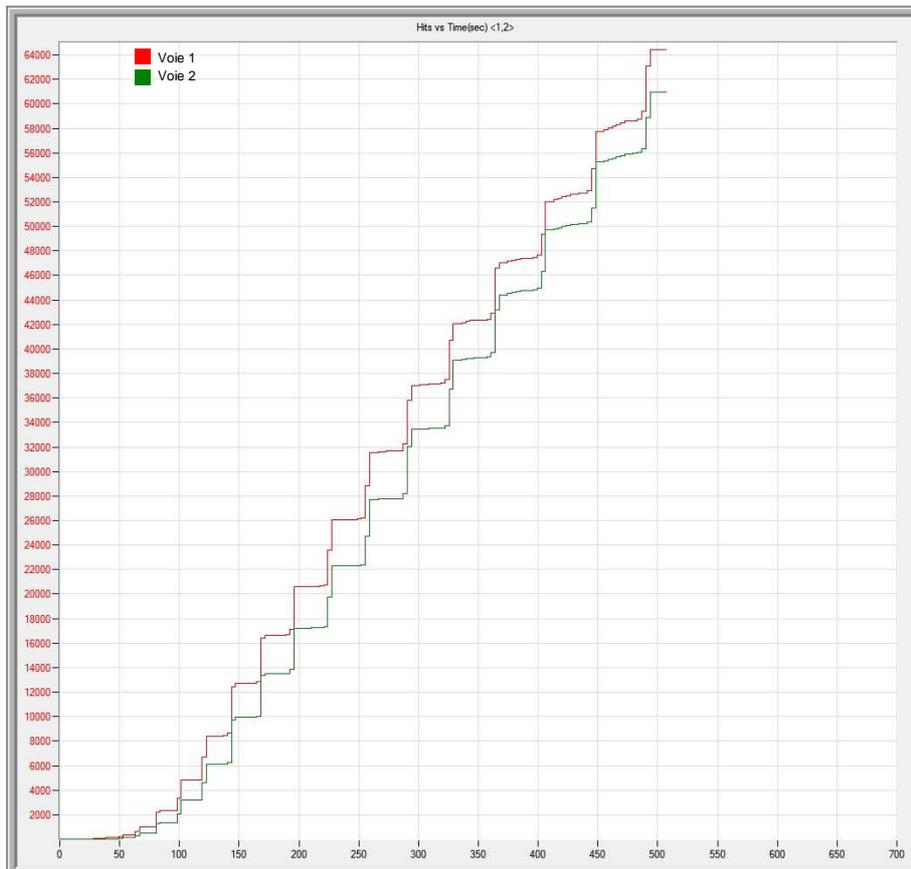


Figure 2 : Nombre de salves cumulé en fonction de temps

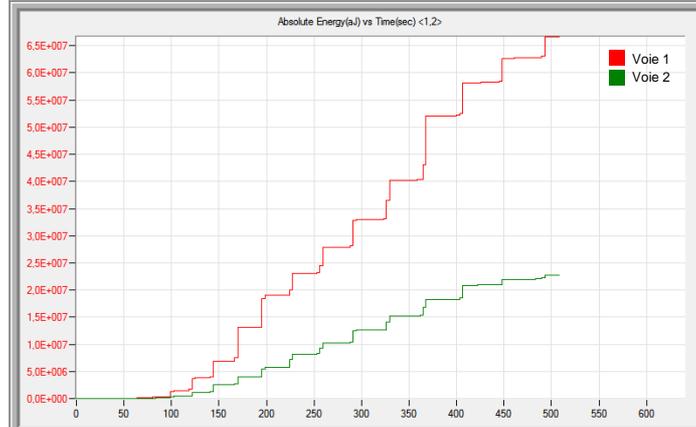
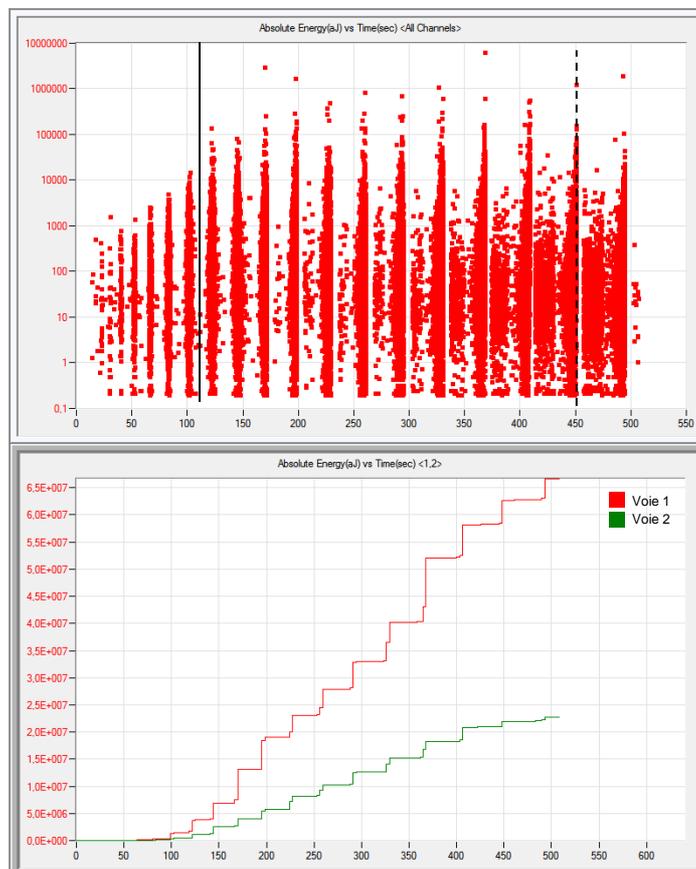


Figure 3 :

Graphique 1 : Energie absolue en fonction du temps
Graphique 2 : Energie absolue cumulée en fonction du temps

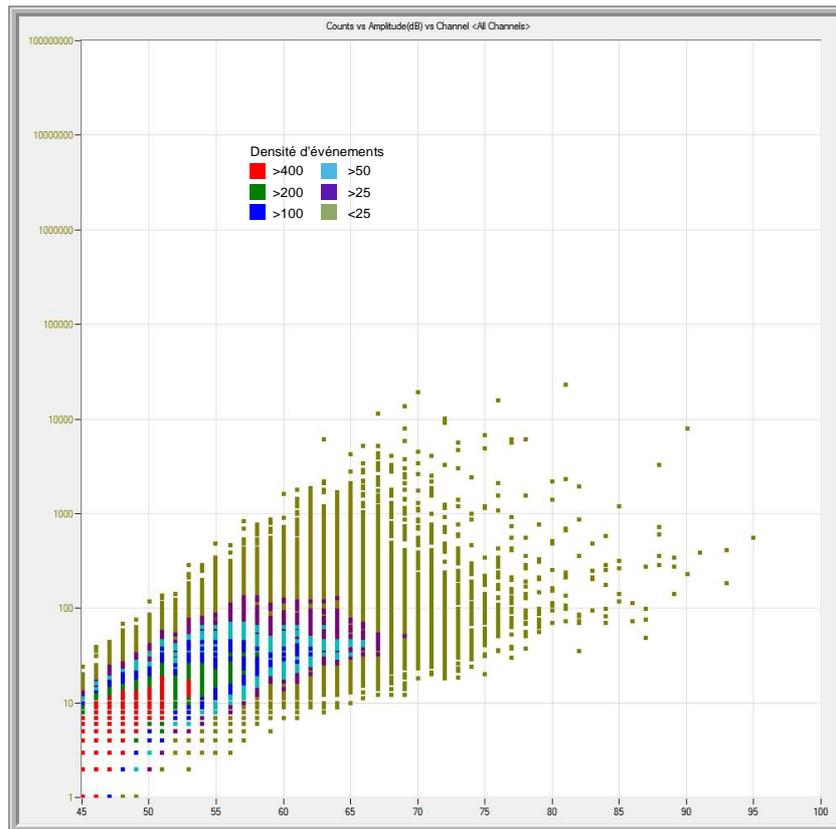


Figure 4 : Corrélation nombre de coups vs amplitude des salves

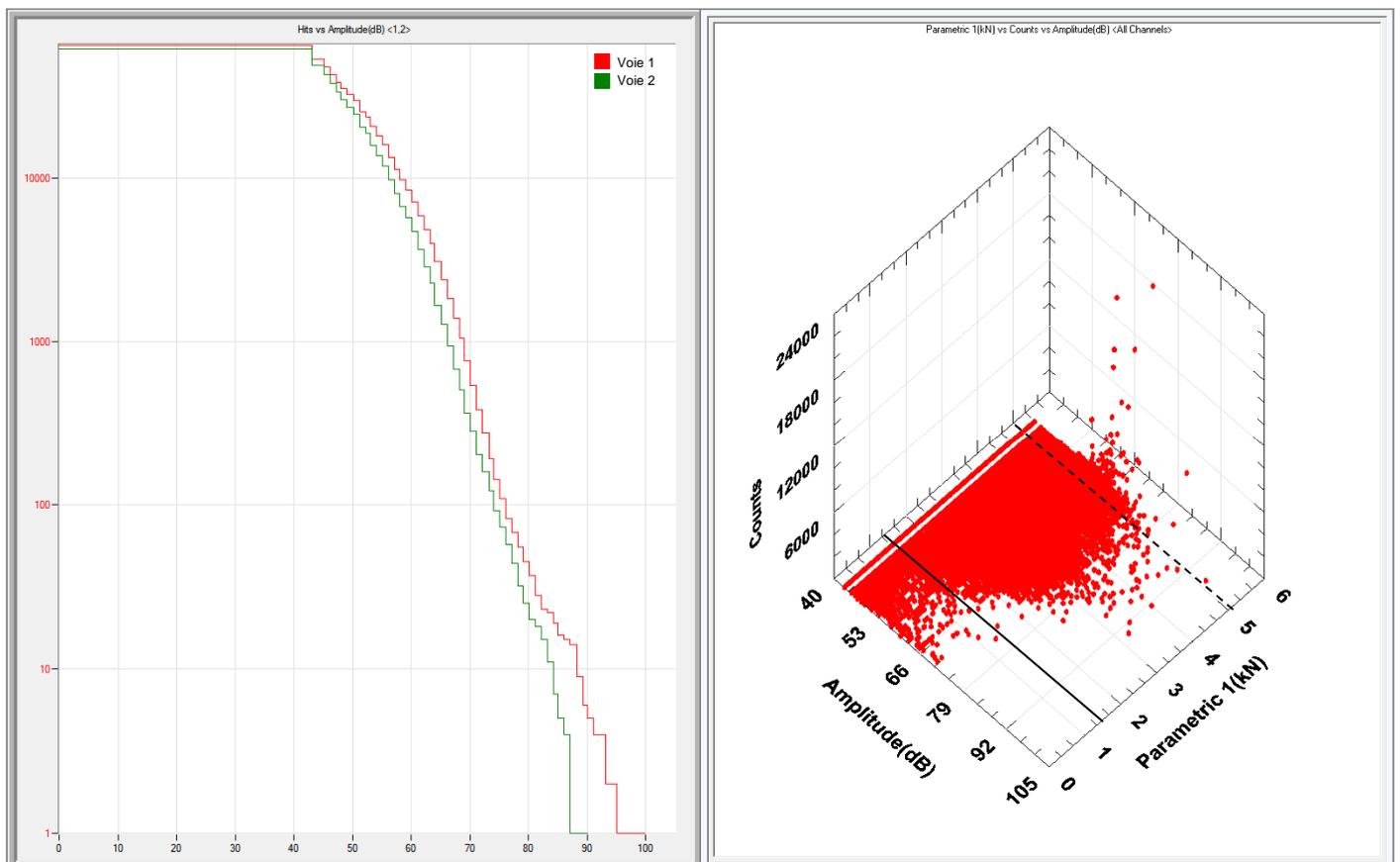


Figure 5 :

Graphique 1 : Fonction de répartition des amplitudes de salves

Graphique 2 : Corrélation coups/amplitude en fonction de la consigne en force (kN)

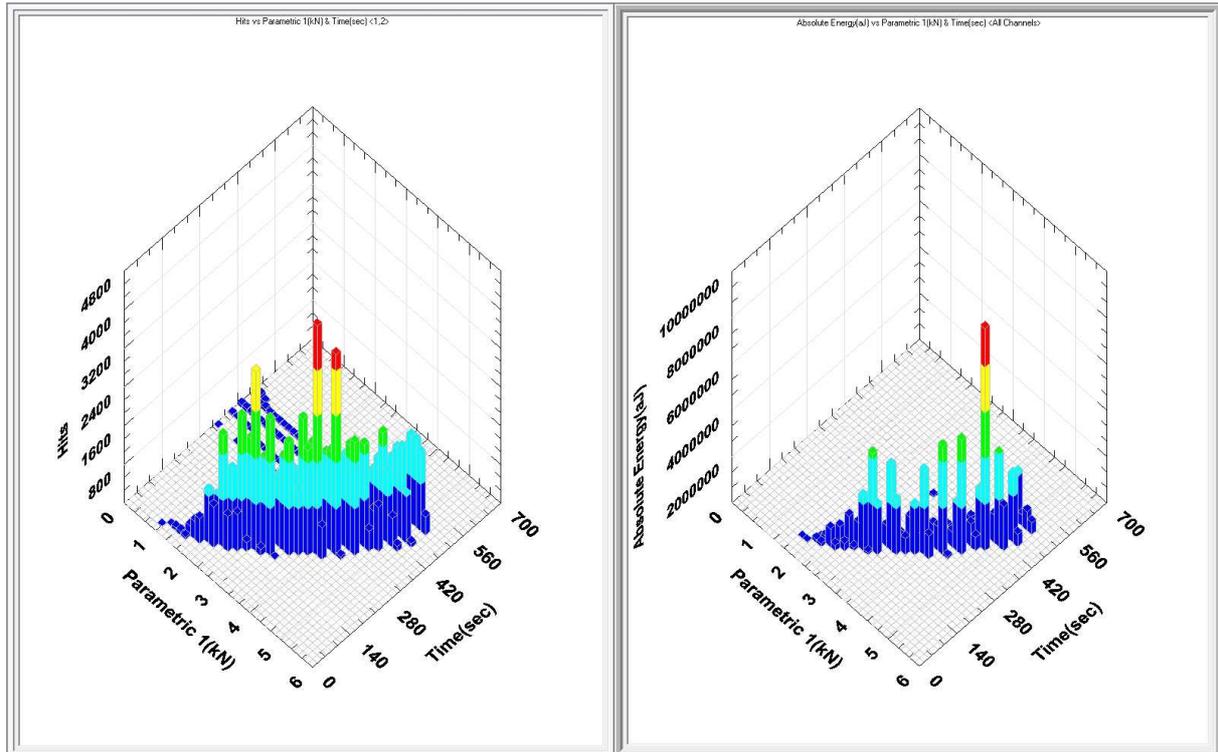


Figure 6 : Essais de charge-décharge sur stratifié C/PPS [(+45,-45)]₇
Graphique 1 : Nombre de salve en fonction du temps et de la consigne en force (kN)
Graphique 2 : Energie absolue en fonction du temps et de la consigne en force (kN)

Résumé

Cette étude vise à comprendre l'influence du comportement visco-élasto-plastique d'une matrice TP (PPS) et TD (Epoxy) sur le comportement en fatigue de composites tissés à fibres de carbone à haute température : $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$.

Une analyse fractographique et des observations microscopiques (MEB et MO) des stratifiés à différents instants de la durée de vie ont révélé le rôle déterminant des zones de chevauchement de fibres (riches en matrice) dans le scénario d'endommagement et le comportement en fatigue de stratifiés à plis croisés $[\pm 45]_7$ ou quasi-isotropes. L'étude de l'interaction fluage-fatigue a également permis de mettre en évidence l'effet bénéfique (fonction du temps de maintien et du niveau de contrainte appliquée) d'un pré-chargement de type fluage sur la durée de vie de stratifiés C/PPS.

Afin d'évaluer la contribution de la viscoélasticité et de la viscoplasticité de la matrice TP au comportement thermomécanique des stratifiés C/TP à $T > T_g$, un modèle viscoélastique spectral linéaire et un modèle viscoplastique de Norton généralisé ont été implémentés dans le code Eléments Finis Cast3m. Une technique de corrélation d'images numériques (CIN) a été mise œuvre pour tester la capacité du modèle à prédire la réponse du stratifié dans le cas de structures à forts gradients de contraintes (stratifiés troués ou à double-entailles).

Mots clés : Matériaux composites, thermoplastique, thermodurcissable, Carbone/PPS, Carbone/Epoxy, Température, Fluage, Fatigue, Endommagement, Analyse fractographique, Intégration numérique, Simulation Eléments Finis, Validation, CIN.

Abstract

The present work was aimed at investigating the influence of the matrix visco-elasto-plastic behavior on the high-temperature fatigue behaviour of carbon woven-ply TP (PPS)- and TS (Epoxy)-based laminates: $T_g|_{C/PPS} < T < T_g|_{Epoxy}$.

A fractography analysis and microscopic observations (SEM and OM) of laminates at different stages of fatigue life showed that matrix-rich areas at the crimps proved to be instrumental in modifying the damage scenario and the fatigue behaviour of angle-ply $[\pm 45]_7$ and quasi-isotropic laminates. The study of creep-fatigue interaction also revealed a beneficial effect (depending on the duration and the applied stress level) of a prior creep-type loading on the fatigue life of C/PPS laminates.

In order to evaluate the contribution of viscoelasticity and viscoplasticity of the TP matrix to the thermo-mechanical response of C/TP laminates at $T > T_g$, a linear spectral viscoelastic model and a generalized Norton-type viscoplastic model have been implemented into the Finite Element code Cast3m. A digital image correlation (DIC) technique has been used to validate the model's ability to predict the response of high gradient structures to various loadings (open hole or double-notched laminates).

Keywords : Laminates, Thermoplastic, Thermoset, Carbon/PPS, Carbon/Epoxy, Temperature, Creep, Fatigue, Damage, Fractography analysis, Numerical implementation, Finite Element simulation, Validation, DIC.