



HAL
open science

Modélisation dynamique avancée des composites à matrice organique (CMO) pour l'étude de la vulnérabilité des structures aéronautiques

Magali Castres

► To cite this version:

Magali Castres. Modélisation dynamique avancée des composites à matrice organique (CMO) pour l'étude de la vulnérabilité des structures aéronautiques. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Centrale de Lille, 2018. Français. NNT : 2018ECLI0006 . tel-02061716

HAL Id: tel-02061716

<https://theses.hal.science/tel-02061716v1>

Submitted on 8 Mar 2019

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

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

N° d'ordre : 357

Centrale Lille

THESE

Présentée en vue
d'obtenir le grade de

DOCTEUR

en

Spécialité : Mécanique

par

Magali Castres

DOCTORAT DELIVRE PAR CENTRALE LILLE

Titre de la thèse :

Modélisation dynamique avancée des Composites à Matrice Organique (CMO) pour l'étude de la vulnérabilité des structures aéronautiques

Soutenue le 27 septembre 2018 devant le jury d'examen :

Rapporteur	Nadia Bahlouli	Professeur, ICube, Strasbourg
Rapporteur	Catherine Froustey	Maître de conférence, HDR, I2M, Université de Bordeaux
Président	Pierre Ladevèze	Professeur émérite, LMT Paris-Saclay
Directeur de thèse	Mathias Brieu	Professeur, LaMcube, Centrale Lille
Co-directeur de thèse	Eric Deletombe	Maître de recherche, ONERA
Encadrant	Julien Berthe	Docteur, ONERA
Invité	Frédéric Laurin	Docteur, ONERA

Thèse préparée dans le Laboratoire de Mécanique Multiphysique et Multiéchelle - FRE 2016

Ecole Doctorale SPI 072 (Lille, Artois, ULCO, UVHC, Centrale Lille)

Remerciements

Ces années de thèse ont été très enrichissantes tant du point de vue personnel que scientifique. Comme tous les doctorants le diront, ces années n'ont pas été de tout repos. Je pense que cette thèse n'aurait pas aboutie sans l'aide et le soutien de nombreuses personnes.

Tout d'abord, je tiens à remercier Madame Bahlouli et Madame Froustey, les deux rapporteurs de cette thèse, pour le temps qu'elles ont consacré à la lecture et à la critique de ces travaux. Je tiens également à remercier l'ensemble des membres du jury d'avoir accepté de participer à ma soutenance.

Je tiens également à remercier Mathias Brieu et Eric Deletombe, mes directeurs de thèse, pour le temps qu'ils m'ont consacré et leur disponibilité. Au long de ces quatre années, ils ont pu me prodiguer de nombreux conseils et nous avons pu avoir de nombreuses discussions enrichissantes. Je souhaite également remercier Julien Berthe, mon encadrant avec qui j'ai pu avoir de nombreuses discussions scientifiques et personnelles qui m'ont beaucoup appris ainsi que pour ces nombreux conseils. La proximité de bureaux m'a permis de poser l'ensemble de mes questions, pertinentes ou non, toujours dans un cadre détendu. Je tiens à vous remercier tous les trois pour la compréhension et le soutien dont vous avez fait preuve durant ces années. Ma thèse a abouti, en partie, grâce au cadre de travail que vous m'avez offert.

Ensuite, je tiens à remercier l'ONERA pour le financement de ces travaux de thèse, ainsi que Centrale Lille pour m'avoir accueilli à temps partiel dans leurs locaux. Je remercie également M. Jean-François Maire, directeur du Département Matériaux et Structures, et M. Laurent Lefebvre, ancien chef de l'unité de Conception et Résistance Dynamique, d'avoir permis la réalisation de cette thèse. Je tiens également à remercier l'ensemble des personnes de la salle calcul, William, Pascal et Bertrand pour les discussions en tout genre, dont la plupart me feront toujours sourires. Je tiens également à remercier l'équipe du labo Matthieu, Gérard, Thomas, Romain et Noël pour les pauses. Je tiens à remercier également Florence et l'ensemble de l'équipe de CRD.

Un grand merci aux deux Justine pour leur patience, leur disponibilité et le travail qu'elles ont réalisé au quotidien et qui m'a permis de mieux vivre ma thèse au tous les jours. Je souhaite également remercier Stéphane, mon kiné des vacances qui a toujours su me trouver de la place. Merci à Thomas et Maryse pour les sorties du week-end qui m'ont permis de m'intégrer et de connaître le Nord dès mon arrivée. Merci à mes amis de Lyon Camille et Daniel pour les week-ends et vacances que j'ai pu passer avec eux pour me vider la tête loin du composite. Je tiens également à remercier mes sœurs, notamment Ingrid et Astrid pour m'avoir montré le chemin. Merci également à Astrid et Nicolas pour leur soutien, discussions et conseils très avisés. Un grand merci à mes parents pour leur soutien sans condition et les nombreux aller-retours qu'ils ont fait sur Lille pour m'aider. Pour terminer je tiens à remercier mon compagnon, Nico, qui m'a soutenu et supporté pendant trois années. Je peux enfin lui promettre de ne plus dire "on verra cela après ma thèse".

Table des matières

Table des matières	v
Introduction	1
1 État de l'art	5
1.1 Généralités sur les matériaux composites	6
1.2 Étude du comportement mécanique des CMO	9
1.2.1 Étude du comportement quasi-statique des CMO	9
1.2.1.1 Moyens expérimentaux	9
1.2.1.2 Analyse du comportement quasi-statique des CMO	10
1.2.1.3 Mécanismes d'endommagement	14
1.2.2 Étude du comportement dynamique des CMO	16
1.2.2.1 Moyens expérimentaux	16
1.2.2.2 Analyse de la dépendance à la vitesse / temps des CMO	18
1.2.3 Étude de l'influence de la température sur le comportement mécanique des CMO	24
1.2.3.1 Moyens expérimentaux	24
1.2.3.2 Analyse de l'influence de la température sur le comportement des CMO	24
1.2.4 Conclusions	26
1.3 Modélisation du comportement mécanique des CMO	27
1.3.1 Les différentes approches aux différentes échelles	27
1.3.2 Description de l'OPFM et du modèle du LMT	30
1.3.2.1 Méthode de changement d'échelle	30
1.3.2.2 Loi de comportement mésoscopique	31
1.3.2.3 Critères de rupture du pli	35
1.3.2.4 Loi d'endommagement	37
1.3.2.5 Définition de la défaillance du stratifié	40
1.3.3 Conclusions	40
2 Recherche de la transition	41
2.1 Caractérisation du comportement linéaire	42
2.2 Définition d'une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement	44
2.2.1 Méthode d'évaluation objective du module de cisaillement	44
2.2.2 Application de la méthode d'évaluation du module de cisaillement	49
2.2.3 Analyse des résultats obtenus	52

2.3	Définition de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire	53
2.3.1	Méthode de détection de la transition	53
2.3.1.1	Critère en contrainte	53
2.3.1.2	Critère en déformation	54
2.3.2	Application de la méthode de détection au composite le T700GC/M21	55
2.3.2.1	Détection de la contrainte de transition	55
2.3.2.2	Détection de la déformation de transition	57
2.3.3	Comparaison des résultats obtenus avec la littérature	59
2.3.4	Étude de sensibilité du seuil d(%)	61
2.4	Validation de la méthode de détection de la transition	63
2.4.1	Validation du critère par d'autres méthodes de détection d'endommagement	63
2.4.2	Étude de la dualité du critère	65
2.4.3	Application de la méthode au composite tissé le G939/M18	67
2.5	Conclusions	68
3	Définition d'une loi d'évolution de la transition	69
3.1	Les différents critères de la littérature des composites	70
3.1.1	Modélisation de la dépendance à la vitesse de déformation des critères à rupture des composites	70
3.1.1.1	Présentation des critères de la littérature	70
3.1.1.2	Application des critères à la limite de transition	72
3.1.2	Modélisation de la dépendance à la température des critères	73
3.1.2.1	Contraintes résiduelles de cuisson	73
3.1.2.2	Évaluation de l'influence des contraintes résiduelles de cuisson sur le T700GC/M21	74
3.2	Modélisation de l'influence de la vitesse de déformation sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire	77
3.2.1	Présentation des critères de la littérature des polymères	77
3.2.1.1	Définition du critère sigmoïdal pour la limite en contrainte	78
3.2.1.2	Définition du critère sigmoïdal pour la limite en déformation	79
3.2.1.3	Analyse des résultats obtenus avec le modèle sigmoïdal	79
3.2.2	Critère bi-sigmoïdal	81
3.2.2.1	Définition du critère bi-sigmoïdal pour la limite en contrainte	81
3.2.2.2	Définition du critère bi-sigmoïdal pour la limite en déformation	82
3.3	Modélisation de l'influence de la température sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire	84
3.3.1	Modélisation de la dépendance à la température des critères de limite élastique des polymères	84
3.3.2	Essais d'Analyse Mécanique Dynamique (DMA) sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$] _s	85
3.3.3	Définition du critère pour la limite de transition	86
3.4	Comparaison entre les critères sigmoïdal et bi-sigmoïdal	87
3.5	Conclusions	90

4	Étude expérimentale du comportement non linéaire des CMO	91
4.1	Caractérisation du comportement non linéaire des CMO	92
4.1.1	Méthodes d'analyse de la littérature	93
4.1.2	État de l'art sur l'influence de la vitesse de déformation sur la variation du module d'élasticité et sur les déformations irréversibles	94
4.2	Réalisation des essais de charges / décharges sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$] _s	96
4.2.1	Dispositif expérimental des essais de charges / décharges	96
4.2.2	Résultats expérimentaux	97
4.3	Étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire des CMO	100
4.3.1	Influence de la vitesse de déformation sur les déformations irréversibles . . .	100
4.3.1.1	Méthode d'évaluation des déformations irréversibles ε_{irr}	100
4.3.1.2	Analyse des résultats obtenus pour les déformations irréversibles . .	102
4.3.2	Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro}	103
4.3.2.1	Méthode d'évaluation du module du cycle E_c	103
4.3.2.2	Analyse des résultats obtenus sur l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro}	105
4.3.3	Influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée	109
4.3.3.1	Méthode d'évaluation de l'énergie dissipée	109
4.3.3.2	Analyse des résultats obtenus pour la sensibilité de l'énergie dissipée à la vitesse de déformation	109
5	Modélisation du comportement mécanique des CMO	113
5.1	Choix du modèle d'endommagement	114
5.2	Description du modèle proposé	116
5.2.1	Modification du critère de rupture	116
5.2.1.1	Présentation du critère utilisé dans OPFM	116
5.2.1.2	Influence de la vitesse de déformation et de la température sur le critère de rupture	117
5.2.2	Méthode d'identification des paramètres du modèle de dégradation du pli rompu	118
5.2.2.1	Évaluation des cinétiques de dégradation	118
5.2.2.2	Évaluation du tenseur des effets du dommage	120
5.3	Comparaison entre les données expérimentales et le modèle proposé	127
5.3.1	Identification du paramètre β_c	128
5.3.2	Résultats à température ambiante	128
5.3.3	Résultats à -40°C	131
5.3.4	Résultats à -100°C	132
5.4	Analyse des résultats	134
	Conclusions et perspectives	137

A Annexes du chapitre 3 : Identification du critère proposé sans simplifications	I
A.1 Définition du critère pour la limite en contrainte	I
A.2 Définition du critère pour la limite en déformation	II
B Annexes du chapitre 5 : Modélisation du comportement des CMO de la quasi-statique à la dynamique	V
B.1 Influence du nombre de points sur les paramètres h_{44} et h_{66}	V
B.2 Étude de sensibilité des paramètres du modèle OPFM	VI
B.2.1 Influence du paramètre β_c	VI
B.2.2 Influence du paramètre h_{22}	VI
B.2.3 Influence du paramètre h_{44}	VI
B.2.4 Influence du paramètre h_{66}	VIII
B.3 Modèle OPFM avec insertion de la fonction non linéarisante dans la loi d'évolution de d_2	VIII
Références	XI

Introduction

Le domaine du transport est actuellement un domaine en plein essor. Un des enjeux pour ce domaine concerne la réduction de la masse des structures. Cette réduction doit permettre notamment de répondre aux défis environnementaux actuels tels que la diminution de la consommation de carburant ou l'émission de gaz à effet de serre. Le choix de l'industrie aéronautique pour répondre à cette problématique est d'utiliser des matériaux composites, et plus particulièrement des polymères renforcés en fibres de carbone. Ces matériaux permettent de diminuer la masse des structures, mais aussi d'éviter la corrosion et de construire des pièces de formes complexes. À titre d'exemple, l'airbus A350 est constitué de plus de 50% de sa masse structurale en matériaux composites. Un deuxième enjeu important de ce domaine est de garantir la sécurité des passagers. Pour répondre à ces enjeux, les industriels ont besoin d'outils de dimensionnement et de conception de structures prenant en compte l'ensemble des conditions auxquelles sont soumises les structures aéronautiques. En effet, lors de sa durée de vie, les pièces de l'avion qui le composent sont soumises à de fortes variations de températures, de -50°C à 80°C , et à des chargements extrêmes, allant de la quasi-statique au sol, à la dynamique rapide lors de crash.

Pour développer des outils de dimensionnement et de conception de structure pertinents, il faut étudier le comportement mécanique des matériaux utilisés sur l'ensemble des conditions d'utilisation pour pouvoir par la suite le modéliser. Les composites plus particulièrement étudiés dans cette thèse, et couramment utilisés dans le domaine de l'aéronautique, sont les composites à matrice organique (CMO) avec renforts de fibres de carbone. De nombreux auteurs ont étudié le comportement mécanique de ces composites. Dans leurs travaux, Harding et al. [1], Hsiao et al. [2], Daniel et al. [3] et Berthe [4] ont montré que le comportement des CMO était dépendant de la vitesse de sollicitation. Dans d'autres travaux, Nettles et al. [5], Morioka et al. [6], Cao et al. [7] et Berthe [4] ont montré que le comportement de ces matériaux dépendait également de la température.

Pour décrire le comportement de ce type de matériau, trois échelles de modélisation existent : l'échelle microscopique, l'échelle mésoscopique et l'échelle macroscopique. L'échelle microscopique est l'échelle du constituant. Elle est la plus fine actuellement. Cette échelle permet de prendre en compte l'ensemble des mécanismes au sein des différents constituants et entre les différents constituants. Cependant, les coûts de calculs pour ce type de modèles sont très importants, ce qui les rend difficilement utilisables dans le cadre d'un calcul de structure type aéronautique. L'échelle mésoscopique est celle du pli du stratifié. Elle permet de prendre en compte diverses stratifications, cependant elle ne permet pas de prendre en compte les changements de constitution tels que la variation de fraction volumique des constituants. Cette échelle est moins coûteuse que l'échelle microscopique. Pour terminer, l'échelle macroscopique est celle de la structure. Les modèles macroscopiques ne sont valables que pour une structure donnée et ne sont plus applicables

lorsque la stratification change. Ces modèles sont donc difficilement utilisables pour une application d'optimisation de conception de structure. Pour chaque échelle de nombreux modèles existent dans la littérature. Par exemple, pour les modèles mésoscopiques différents modèles ont été proposés [8–14]. Certains de ces modèles sont basés uniquement sur la mécanique continue de l'endommagement [11–13] et d'autres modèle intègrent en plus une loi de plasticité [8, 10, 15]. La majorité de ces modèles est définie pour des sollicitations quasi-statiques. Or, le comportement des composites à matrice organique est dépendant de la vitesse de sollicitation. La prise en compte de sollicitations dynamiques dans ces modèles n'est pas triviale. Pour répondre à cette problématique, des modèles phénoménologiques ont été proposés dans un premier temps [14, 16].

Berthe et al. [4, 17] ont de leur côté proposé d'utiliser un modèle visco-élastique bi-spectral pour intégrer l'influence de la vitesse. Leur modèle permet de prendre en compte l'influence de la vitesse de sollicitation sur l'évolution du comportement linéaire des composites à matrice organique.

Dans d'autres travaux, Allix et al. [18], ont proposé d'introduire un effet retard dans la loi d'évolution de la variable d'endommagement : cette méthode est une méthode de régularisation permettant de prendre en compte l'influence de la vitesse sur le comportement endommageable du matériau.

Le comportement des CMO est également dépendant de la température. Une première approche pour intégrer cette dépendance est de considérer les contraintes résiduelles de cuisson [11, 19]. Dans d'autres travaux, Schieffer [20] a proposé d'intégrer cette dépendance en utilisant des fonctions d'interpolation et une identification des propriétés macroscopiques à partir de l'échelle microscopique. Pour terminer, dans leurs travaux Berthe et al. [17] ont proposé d'intégrer la dépendance à la température dans leur modèle bi-spectral en modifiant les temps de relaxation suivant le principe de la loi d'Arrhénius.

Pour terminer, les critères de rupture du pli définis dans l'ensemble des travaux cités ne prennent pas en compte les effets de la vitesse et de la température.

C'est dans ce contexte que s'inscrit cette thèse. Elle vise à proposer un modèle capable de prédire le comportement mécanique des composites à matrice organique de la statique à la dynamique en prenant en compte les effets de température. Pour réaliser ces travaux, un matériau d'étude a été choisi. Ce matériau est un composite à matrice organique, le T700GC/M21. C'est un stratifié unidirectionnel composé d'une matrice époxy thermodurcissable M21 et de fibres de carbone longues de T700. Des nodules thermoplastiques sont également noyés dans la résine M21 afin d'améliorer les propriétés du matériau pour les sollicitations d'impacts. La présentation de ces travaux de thèse se décompose en cinq chapitres.

Dans le premier chapitre, les études de la littérature sur la caractérisation et la modélisation du comportement des composites à matrice organique (CMO), et plus particulièrement des composites stratifiés renforcés de fibres de carbone, sont présentées. Ce chapitre peut se décomposer en deux grandes sections. Une première section traite des résultats expérimentaux de la littérature permettant d'étudier le comportement mécanique des composites à matrice organique ainsi que la dépendance à la vitesse et à la température de ce comportement. Cette section a permis de mettre en évidence une littérature moins développée pour l'étude du comportement en dynamique par rapport au comportement quasi-statique. De plus, les études réalisées en dynamique

n'amènent pas forcément aux mêmes conclusions par manque de normes ou de méthodes clairement définies. Enfin, les études de l'influence de la vitesse et de la température sur l'évolution du dommage restent encore rares. La deuxième section porte sur la modélisation du comportement des CMO ainsi que sur l'intégration de la dépendance à la vitesse et à la température dans ces modèles. Un modèle visco-élastique spectral, du type de ceux développés à l'ONERA, permet de prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement linéaire des CMO. Cette section montre également qu'actuellement les modèles prenant en compte l'influence de la vitesse et de la température sur l'évolution du dommage sont peu développés. De plus, dans ces modèles, les formulations des critères de rupture du pli prennent rarement en compte l'influence de la vitesse et de la température.

L'étape suivante de cette thèse a consisté à définir une méthode de détection de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire du matériau étudié. Cette méthode est présentée dans le deuxième chapitre. Pour définir cette méthode, une campagne d'essai réalisée sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s [4] a été utilisée. Cette campagne comprend des essais pour différentes vitesses de sollicitation et différentes températures. À partir de ces essais, une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement a été proposée. Puis, dans un deuxième temps, une méthode de détection de la transition a été proposée. Cette méthode repose sur l'étude de l'écart au modèle par rapport à la loi de Hooke. Elle permet d'évaluer un critère de transition aussi bien en contrainte qu'en déformation. Cette méthode a été appliquée à l'ensemble des données expérimentales sur le matériau d'étude T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s. Cette étude a permis d'étudier l'influence de la vitesse et de la température sur cette transition. Pour terminer, cette méthode a été validée à l'aide d'essais d'émission acoustique. Par la suite, cette méthode a également été appliquée à un autre matériau, le G939/M18, un composite carbone / époxy tissé, pour vérifier son indépendance au matériau d'étude.

Le troisième chapitre porte sur la définition d'une loi d'évolution de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire. Tout d'abord, une étude de la littérature des composites sur divers critères prenant en compte l'effet de la vitesse et de la température a été réalisée. Cette étude a montré que les critères disponibles dans la littérature des composites étaient insuffisants pour décrire l'évolution de la transition avec la vitesse et la température. En s'inspirant de la littérature des polymères, une loi d'évolution de la transition avec la vitesse a été proposée dans la deuxième section de ce chapitre. Cette loi d'évolution peut s'écrire en contrainte et en déformation. Dans la troisième section de ce chapitre, il est proposé d'intégrer la dépendance à la température dans la loi d'évolution en vitesse. Comme précédemment, cette loi peut s'écrire en contrainte et en déformation. Pour terminer, une analyse statistique sur les différentes lois proposées est réalisée dans la dernière section de ce chapitre afin de quantifier l'apport des différents critères.

Une fois la transition entre les comportements linéaire et non linéaire clairement définie, il convient d'étudier le comportement non linéaire et l'influence de la vitesse et de la température sur ce comportement. Cette étude est présentée dans le quatrième chapitre et peut se décomposer en trois parties. La première partie traite des méthodes de caractérisation du comportement non linéaire classiquement utilisées. Par la suite, une campagne expérimentale d'essais de charges / décharges pour différentes vitesses de sollicitation quasi-statiques sur le matériau d'étude a été réalisée. Cette campagne est présentée dans la deuxième partie de ce chapitre. Pour terminer, l'influence de la vitesse de déformation sur les différentes grandeurs permettant de caractériser le

comportement non linéaire a été étudiée. Ce chapitre nous permet d'étudier l'influence de la vitesse sur l'évolution du dommage et d'en déduire les hypothèses qui serviront, dans le chapitre cinq, à modéliser le comportement non linéaire du matériau ainsi que l'influence de la vitesse sur ce comportement.

À partir des hypothèses posées dans le chapitre quatre et de l'ensemble des données obtenues lors de cette étude, un modèle de comportement est choisi et adapté pour décrire le comportement mécanique du matériau étudié de la quasi-statique à la dynamique ainsi que l'effet de la température sur ce comportement. Ce modèle est présenté dans le cinquième chapitre de cette thèse. Pour adapter ce modèle, le critère de rupture du pli a été modifié pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température, comme observé dans le deuxième chapitre. Dans un deuxième temps, le modèle de dégradation du pli a été considéré et adapté pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur l'évolution du dommage. Par la suite, les résultats obtenus à l'aide de ce modèle ont été comparés avec les résultats expérimentaux. Pour terminer, l'apport des modèles proposés a été quantifié et ses limites analysés dans la dernière partie de ce chapitre.

Les enseignements tirés de ce travail de thèse sont finalement présentés dans les conclusions et perspectives de ce manuscrit.

Chapitre 1

État de l'art

Ce chapitre porte sur la littérature concernant la caractérisation et de la modélisation du comportement des composites à matrice organique. Ce chapitre se décompose en deux parties. La première partie présente les études sur la caractérisation du comportement mécanique des CMO. Cette section traite notamment de l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement. La deuxième partie traite de la modélisation du comportement mécanique des CMO. Une description des divers modèles proposée dans la littérature est proposée.

Sommaire

1.1 Généralités sur les matériaux composites	6
1.2 Étude du comportement mécanique des CMO	9
1.2.1 Étude du comportement quasi-statique des CMO	9
1.2.2 Étude du comportement dynamique des CMO	16
1.2.3 Étude de l'influence de la température sur le comportement mécanique des CMO	24
1.2.4 Conclusions	26
1.3 Modélisation du comportement mécanique des CMO	27
1.3.1 Les différentes approches aux différentes échelles	27
1.3.2 Description de l'OPFM et du modèle du LMT	30
1.3.3 Conclusions	40

1.1 Généralités sur les matériaux composites

Un matériau composite est un matériau constitué de plusieurs constituants différents non miscibles. En général c'est un matériau composé d'une ou plusieurs phases discontinues dans une phase continue [21]. La phase continue est appelée matrice et les phases discontinues renforts. La classification des matériaux composites peut se faire suivant trois critères différents. Le premier critère concerne le type de matrice utilisée. Il existe des matrices minérales, métalliques ou organiques. Les matrices minérales sont à base de béton, de carbone ou de céramique. Les matrices organiques sont des résines polymères dites thermoplastiques, tels que les polyamides ou les polypropylènes, ou thermodurcissables comme les vinylester ou les époxydes. Le deuxième critère se base sur le type de renforts utilisés. Ils peuvent se trouver sous différentes formes : particules, fibres courtes ou fibres longues. Comme précédemment les fibres peuvent être minérales, comme le verre ou le carbone, organiques comme le kevlar, ou métalliques comme le bore. Par la suite les fibres longues peuvent se trouver sous forme linéique (fils), de tissus surfaciques ou sous forme bidirectionnelle. Cet agencement particulier des fibres correspond au dernier critère de classification.

L'avantage majeur des matériaux composites réside dans le fait qu'ils peuvent être conçus selon les propriétés souhaitées, même si celles-ci sont anisotropes. Ces matériaux sont couramment utilisés notamment pour réduire la masse des structures, diminuer le risque de corrosion et permettre la réalisation de pièces de formes complexes. Comme évoqué dans l'introduction, le contexte de cette thèse est celui du domaine aéronautique. Par conséquent, le matériau étudié dans cette thèse est un composite à matrice organique avec renforts de fibres longues de carbone. Ce sont des matériaux couramment utilisés pour réaliser des structures aéronautiques.

Une résine organique dans laquelle se trouvent des renforts, sous forme de fibres, forment un pli. Lorsque ces fibres sont longues et assemblées sous forme linéique orientées dans une seule direction, ce pli est appelé pli unidirectionnel. Par la suite, ces plis sont assemblés selon les propriétés souhaitées. Cet empilement de plis se nomme un stratifié. Les stratifiés sont désignés selon l'orientation et le nombre de plis qui les constituent. Pour terminer, ces stratifiés sont utilisés pour former des structures.

Parmi les différents types de matériaux composites précédemment cités, seuls les matériaux composites stratifiés à base de plis unidirectionnels seront étudiés dans ces travaux.

Pour étudier le comportement de ces matériaux, il existe trois échelles : l'échelle microscopique (échelle des constituants et de leurs interfaces), l'échelle mésoscopique (échelle du pli) et l'échelle macroscopique (échelle de la structure). Ces trois échelles sont représentées sur la Figure 1.1. Les plis unidirectionnels sont classiquement considérés comme étant isotropes transverses [21]. En effet, ils présentent une symétrie de révolution autour d'un axe. Dans la base d'isotropie transverse ($\vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3$) d'axe de révolution \vec{x}_1 , la loi d'élasticité de ces matériaux peut alors s'expri-

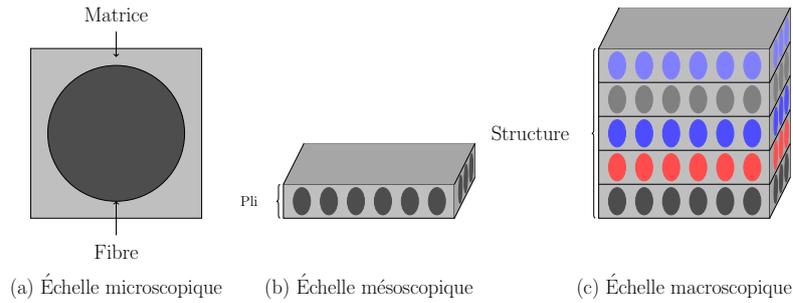


FIGURE 1.1 – Représentation des différentes échelles d'étude d'un composite stratifié.

mer comme suit :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{13} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1+\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (1.1)$$

D'après l'équation (1.1), cinq constantes d'élasticité sont nécessaires pour identifier le comportement élastique de ces matériaux : E_1 et E_2 les modules d'Young longitudinal et transversal, G_{12} le module de cisaillement, ν_{12} et ν_{23} les coefficients de Poisson longitudinal / transversal et transversal / transversal. Dans le cas des composites stratifiés, généralement l'épaisseur du pli est très petite par rapport aux autres dimensions. Par conséquent l'hypothèse de contraintes planes peut s'appliquer ce qui implique $\sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$.

Pour obtenir ces coefficients d'élasticité, différents essais mécaniques peuvent être réalisés sur des composites stratifiés de différentes orientations. Pour obtenir le module de Young longitudinal et le coefficient de Poisson ν_{12} , un essai de traction uniaxiale monotone dans le sens des fibres (voir Figure 1.2 (a)) peut être réalisé. Un essai de traction uniaxiale monotone dans le sens transverse des fibres (voir Figure 1.2 (b)) permet d'obtenir le module de Young transversal. Pour le coefficient de poisson ν_{23} , il est difficilement mesurable expérimentalement car pour l'identifier il faudrait mesurer la déformation hors-plan. En théorie, il peut être déduit à l'aide des équations d'élasticité pour un essai de traction uniaxiale transversale [21]. D'après les équations d'élasticité pour ce type d'essai, le coefficient de poisson ν_{23} peut être évalué comme suit [21] :

$$\nu_{23} = \frac{\epsilon_{33}}{\epsilon_{22}} = -\frac{S_{23}}{S_{22}} \quad (1.2)$$

Avec $S_{23} = \frac{-\nu_{23}}{E_2}$ et $S_{22} = \frac{1}{E_2}$ les coefficients de la matrice de souplesse dans les directions correspondantes.

En ce qui concerne le module de cisaillement, plusieurs essais peuvent permettre son évaluation : un essai de traction uniaxiale monotone sur des stratifiés unidirectionnels [$\pm 45^\circ$] (voir Figure 1.2 (c)) ou sur stratifiés avec une orientation $\theta \neq 0$, les essais de torsion sur un tube mince, les essais de Iosipescu ou encore les essais de torsion-flexion de plaques [22].

Afin de pouvoir analyser les résultats obtenus à partir des essais précédemment évoqués, il est important de définir les différents repères utilisés : le repère matériau, représenté sur la Figure 1.3

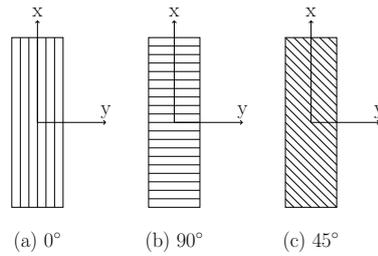
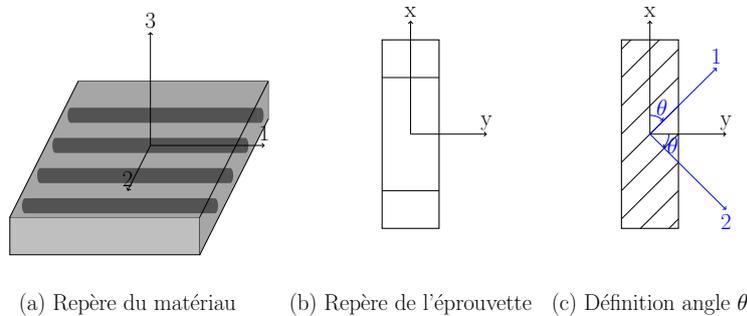


FIGURE 1.2 – Éprouvettes suivant l'orientation des fibres

(a) et le repère global associé à l'éprouvette utilisée pour la réalisation des essais, représenté sur la Figure 1.3 (b). Les axes x , y et z du repère de l'éprouvette correspondent aux directions de sollicitation. Par la suite, les contraintes et déformations pourront donc être évaluées dans le repère du pli à l'aide de celles obtenues dans le repère global de l'essai grâce à un changement de repère présenté ci-dessous.


 FIGURE 1.3 – Définition du repère global du matériau (a), du repère éprouvette associé (b) et de l'angle θ associé (c).

Soit θ l'angle entre l'axe de sollicitation x et l'axe du repère matériau 1, représenté sur la Figure 1.3 (c), les équations (1.3) et (1.4) permettent d'obtenir les contraintes et déformations dans le repère du pli à l'aide de celles mesurées dans le repère de l'éprouvette.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2 * \varepsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & \cos\theta\sin\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & -\cos\theta\sin\theta \\ -2\cos\theta\sin\theta & 2\cos\theta\sin\theta & \cos^2\theta - \sin^2\theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.3)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta & 2\cos\theta\sin\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta & -2\cos\theta\sin\theta \\ -\cos\theta\sin\theta & \cos\theta\sin\theta & \cos^2\theta - \sin^2\theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.4)$$

Comme dit précédemment, l'application qui est considérée dans cette thèse est celle du domaine aéronautique. Au cours de la durée de vie d'un avion, les pièces de structures primaires (fuselage, ailes,...) qui le composent sont soumises à de fortes variations de température et à des chargements extrêmes allant de sollicitations quasi-statiques au sol, à des sollicitations dynamiques en cas d'impacts d'oiseaux ou de crash, par exemple. De nombreux auteurs ont mis en avant l'influence de la vitesse de sollicitation [3, 5–7, 23, 24] et de la température [6, 7, 25] sur le comportement mécanique des composites à matrice organique. Il est donc important d'étudier

ce comportement mécanique pour l'ensemble des sollicitations auxquelles les pièces de l'avion seront potentiellement soumises.

Pour cela, différentes techniques expérimentales sont utilisées en fonction du régime de sollicitation étudié. Un exemple de ces techniques utilisées pour l'étude du comportement des composites est présenté sur le schéma 1.4 en fonction du régime mécanique souhaité.

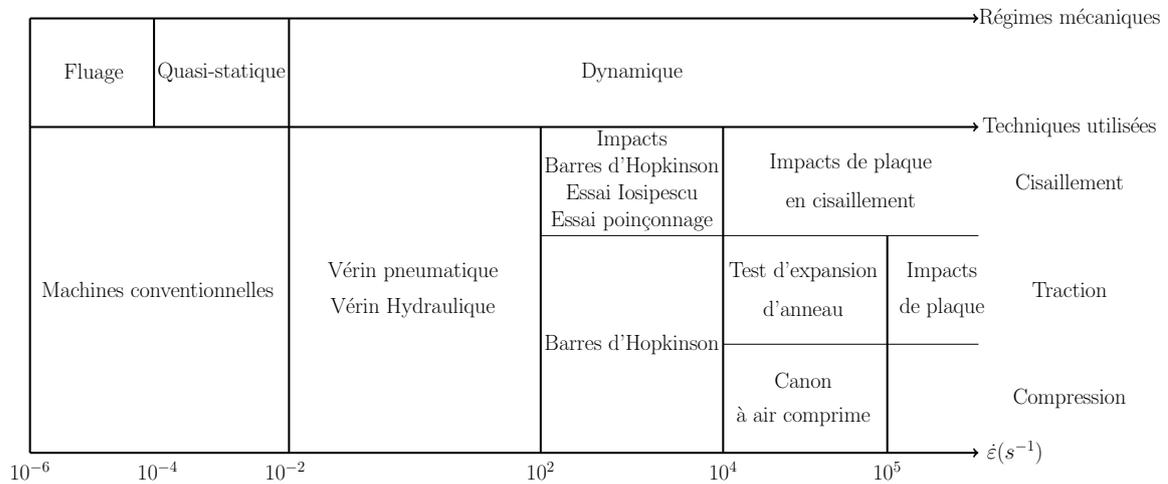


FIGURE 1.4 – Moyens expérimentaux en fonction de la vitesse de déformation étudiée.

Les propriétés mécaniques d'un matériau composite varient en fonction du régime de sollicitation, il convient donc de décomposer le comportement mécanique du matériau étudié en fonction du régime de sollicitation. Par conséquent dans le paragraphe suivant, le comportement mécanique des composites à matrice organique sera présenté suivant le régime de sollicitation étudié. Dans un premier temps, le comportement des composites à matrice organique pour des régimes de sollicitations quasi-statiques a été étudié. Par la suite, l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur ce comportement a été étudiée.

1.2 Étude du comportement mécanique des CMO

Dans un premier temps le comportement pour des régimes de sollicitations quasi-statiques est considéré. Ce comportement fait l'objet de nombreuses études dans la littérature, comme celles exposées dans le paragraphe suivant.

1.2.1 Étude du comportement quasi-statique des CMO

1.2.1.1 Moyens expérimentaux

Pour étudier le comportement mécanique sous sollicitations quasi-statiques des CMO, l'essai couramment utilisé est la traction / compression uniaxiale. Pour cet essai, différents types de sollicitations mécaniques peuvent être appliquées. Ces sollicitations mécaniques sont schématisées sur la Figure 1.5.

Sur la Figure 1.5 (a), une sollicitation mécanique monotone pour un essai de traction uniaxiale est représentée. Lors de cet essai, une éprouvette dont les dimensions sont normées [26], est étirée suivant l'axe de sollicitation x à l'aide d'un vérin dont la vitesse de traverse est imposée constante.

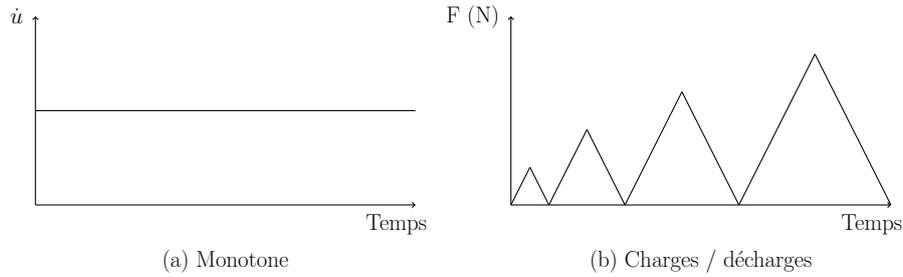


FIGURE 1.5 – Différents types de sollicitations mécaniques pour un essai de traction uniaxiale pour l'étude du comportement quasi-statique des CMO.

La contrainte appliquée ainsi que les déformations longitudinales et transversales sont mesurées au cours de l'essai. Ces essais permettent de déterminer les propriétés macroscopiques du matériau dans les directions principales. La traction uniaxiale monotone peut s'effectuer sur des éprouvettes stratifiées de différentes orientations suivant les propriétés et le comportement étudiés. Les essais sur une éprouvette stratifiée orientée à 0° permettent d'étudier le comportement dans la direction des fibres, et sur une éprouvette stratifiée orientée à 90° le comportement dans la direction transverse aux fibres. Des essais peuvent également être réalisés sur des éprouvettes stratifiées orientées à $[\pm 45^\circ]$ pour l'étude du cisaillement dans le plan.

Pour analyser les résultats obtenus à partir de ces essais, les équations (1.3) et (1.4) sont utilisées. Pour des niveaux faibles de déformation, les égalités suivantes sont obtenues :

$$\text{à } 45^\circ : \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_{xx}}{2} \\ \frac{\sigma_{xx}}{2} \\ \frac{\sigma_{xx}}{2} \end{bmatrix} \text{ et } \begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\epsilon_{xx} + \epsilon_{yy}}{2} \\ \frac{\epsilon_{xx} + \epsilon_{yy}}{2} \\ \frac{\epsilon_{xx} - \epsilon_{yy}}{2} \end{bmatrix} \quad (1.5)$$

D'après l'équation (1.5), pour une éprouvette d'orientation $[\pm 45^\circ]$ le comportement en traction est découplé de celui en cisaillement. Ce type d'orientation permet d'obtenir directement les contraintes en cisaillement σ_{12} et les déformations en cisaillement ϵ_{12} et permet donc d'étudier le comportement en cisaillement pour des faibles niveaux de déformation. L'analyse des essais de traction uniaxiale monotone fait l'objet de normes [27–29].

Le deuxième type de sollicitation appliqué est une sollicitation cyclique, comme représentée sur la Figure 1.5 (b). Plusieurs cycles sont effectués en imposant des niveaux d'efforts maximum par cycle croissants jusqu'à rupture de l'éprouvette. Tout au long de l'essai, la contrainte ainsi que les déformations longitudinales et transversales sont mesurées. Ces essais de traction uniaxiale cyclée permettent de mettre en avant certains mécanismes responsables du comportement macroscopique, tel que l'endommagement et la plasticité, et de déterminer les seuils d'apparition de ces phénomènes. Ces essais font l'objet de nombreux travaux [8, 10].

1.2.1.2 Analyse du comportement quasi-statique des CMO

Le matériau d'étude de cette thèse est un composite stratifié unidirectionnel carbone / époxy. Dans la littérature, de nombreux travaux traitent de la caractérisation du comportement quasi-statique de ces composites.

Dans un premier temps le comportement dans le sens fibre de ces matériaux est présenté. Les normes concernant l'essai de traction uniaxiale monotone pour l'étude de ce comportement sont

les suivantes [27, 30, 31]. Le comportement en traction uniaxiale dans la direction des fibres d'un composite carbone / époxy est décrit comme linéaire élastique fragile, comme le montre la Figure 1.6. Sur celle-ci, la réponse contrainte / déformation pour un essai de traction uniaxiale monotone dans le sens des fibres pour un composite carbone / époxy, le T700GC/M21, est tracée en rouge. La ligne noire discontinue représente la réponse contrainte / déformation pour un comportement parfaitement linéaire avec un module identique à celui du T700GC/M21. La comparaison entre ces deux réponses permet de mettre en évidence une rigidification du matériau lorsque la contrainte longitudinale augmente. Ce phénomène est visible notamment pour une contrainte longitudinale supérieure à 700MPa. Cette rigidification peut être attribuée au réalignement des fibres.

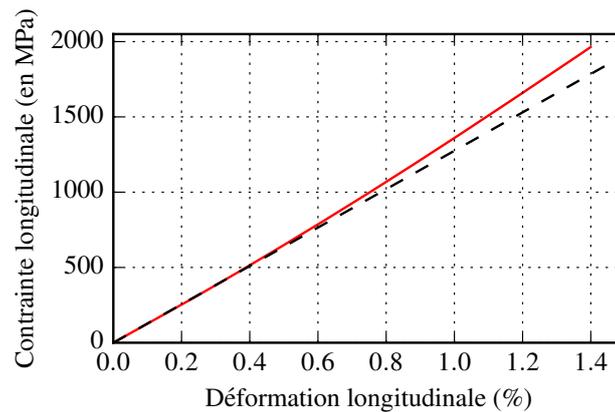


FIGURE 1.6 – Courbe contrainte / déformation pour un essai de traction longitudinale dans la direction des fibres sur un stratifié T700GC/M21, d'après les travaux de Berthe [4].

Dans d'autres travaux de Daniel et al. [32], le comportement en traction dans la direction des fibres d'un composite carbone / époxy unidirectionnel AS4-3501-6 est comparé avec son comportement en compression. Sur la Figure 1.7, la réponse contrainte / déformation pour un essai de traction et pour un essai de compression uniaxiale monotone sont tracées.

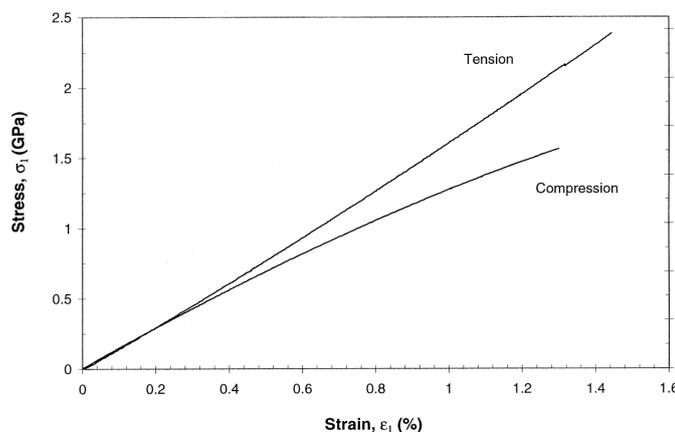


FIGURE 1.7 – Comparaison entre le comportement en traction et en compression d'un stratifié unidirectionnel carbone / époxy AS4-3501-6, d'après les travaux de Daniel et al. [32].

Sur la Figure 1.7, le module apparent en compression semble identique à celui en traction, par

contre la contrainte à rupture en compression est inférieure d'environ 36% à celle en traction. Ceci pourrait être dû à l'apparition d'une légère non linéarité lors de l'essai en compression. Cette non linéarité est généralement attribuée aux phénomènes de micro-flambement des fibres dans le pli, qui entraîne une rupture précoce, comme cela a été évoqué dans les travaux de Feld [33]. Le comportement du matériau dans le sens fibre n'est donc pas symétrique.

Dans un deuxième temps, le comportement mécanique dans la direction transverse aux fibres est considéré. La norme décrivant l'analyse de ces essais est la suivante [28]. Le comportement en traction dans la direction transverse aux fibres des composites unidirectionnels carbone / époxy est approximé par un comportement linéaire jusqu'à la rupture [4, 19], comme le montre la Figure 1.8.

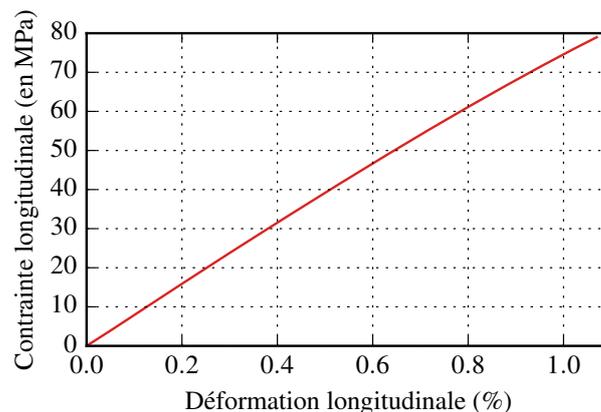


FIGURE 1.8 – Courbe contrainte / déformation pour un essai de traction uniaxiale transversale à la direction des fibres sur un stratifié T700GC/M21, d'après les travaux de Berthe [4].

Le comportement en compression dans le sens transverse aux fibres, quant à lui, est non linéaire, probablement élasto-plastique [2]. Sur la Figure 1.9, la réponse contrainte / déformation pour un essai de compression sur un composite carbone / époxy le IM6G/3501-6 est tracée [2]. D'après la Figure 1.9, le comportement semble linéaire pour une contrainte inférieure à environ 200MPa puis non linéaire au delà de 200MPa. D'après les travaux de Soden et al. [34], le module d'élasticité en compression transverse est identique à celui en traction transverse et la limite à rupture en compression est supérieure à celle en traction. Ceci serait dû aux différences de mécanismes d'endommagement et de rupture entre la compression et la traction [34, 35].

Dans un troisième temps, le comportement mécanique en cisaillement est considéré. Comme évoqué dans la section 1.1, il existe un grand nombre d'essais permettant d'étudier le comportement en cisaillement. Dans ces travaux, les essais de traction uniaxiale réalisés sur un stratifié à $[\pm 45^\circ]$ et présentés dans la section 1.2.1.1, seront plus particulièrement étudiés car ils sont couramment utilisés et faciles à mettre en œuvre. Les normes concernant l'analyse de ces essais sont les suivantes [29, 36, 37].

Sur la Figure 1.10, la courbe contrainte / déformation pour un composite carbone / époxy, le T700GC / M21, est tracée pour un essai de traction uniaxiale monotone sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$, pour une vitesse de 0.5mm/min. D'après la Figure 1.10, le comportement en cisaillement peut se décomposer en deux phases : un premier comportement linéaire jusque environ $\sigma_{12} = 30\text{MPa}$ puis un second comportement non linéaire au delà de 30MPa suivi par la rupture du matériau

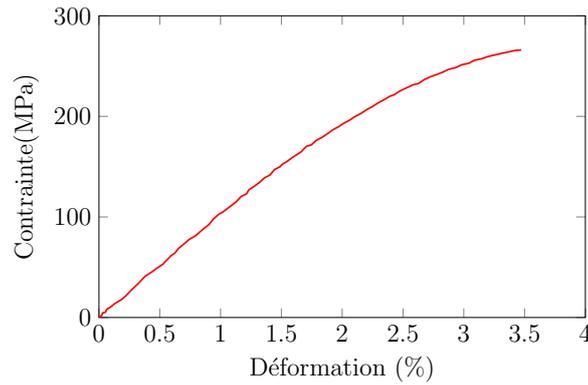


FIGURE 1.9 – Courbe contrainte / déformation pour un essai de compression transverse sur un composite stratifié carbone / époxy IM6G/3501-6 sous sollicitation quasi-statique, d'après les travaux de Hsiao et al. [2].

pour une contrainte de cisaillement d'environ 110MPa. Cette décomposition en deux parties a déjà été évoquée par de nombreux auteurs [2, 3, 5, 24].

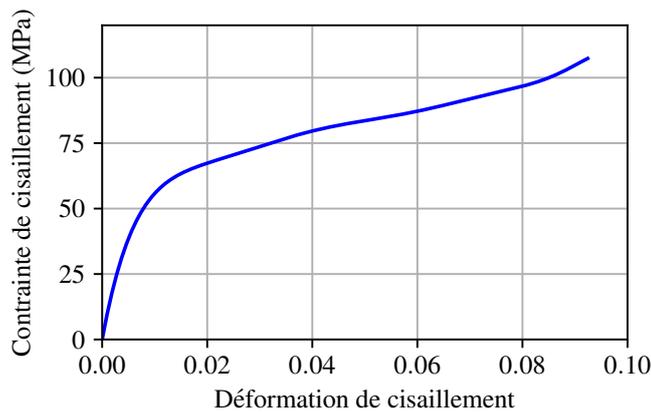


FIGURE 1.10 – Courbe contrainte / déformation pour un essai de traction uniaxiale monotone sur une éprouvette $[\pm 45^\circ]_s$ de T700GC/M21 à 0.5mm/min, d'après les travaux de Berthe [4].

L'ensemble des propriétés élastiques obtenues grâce aux essais de caractérisation normés pour un composite carbone / époxy T700GC/M21 est résumé dans le Tableau 1.1. Ces propriétés élastiques ont été évaluées en suivant les recommandations des différentes normes [29, 36, 38]. Le module d'élasticité longitudinal est environ 15 fois supérieur à celui dans le sens transversal et environ 30 fois supérieur à celui en cisaillement.

E_{11} (GPa)	ν_{12}	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)
$127 \pm 0.4\%$	$0.31 \pm 5.4\%$	$8.318 \pm 5.4\%$	$4.350 \pm 2.8\%$

TABLEAU 1.1 – Propriétés élastiques du composite carbone / époxy T700GC/M21 [4].

Le domaine linéaire élastique peut être caractérisé à l'aide des propriétés mécaniques résumées ci-dessus. Cependant ces propriétés ne permettent pas de caractériser le comportement non linéaire visible sur la Figure 1.10.

Pour étudier le comportement non linéaire, des essais cycliques de traction uniaxiale peuvent être réalisés [8]. Ce comportement n'étant pas observable dans la direction des fibres et peu présent dans la direction transverse aux fibres pour un composite stratifié unidirectionnel carbone / époxy, ces essais seront donc présentés uniquement pour des stratifiés $[\pm 45^\circ]$. Les essais de traction uniaxiale de charges / décharges permettent d'étudier les mécanismes dissipatifs et/ ou d'endommagement à travers l'évaluation de déformations résiduelles et de la perte de module. Ils peuvent être réalisés sur des machines conventionnelles type vérin électromécanique. Sur la Figure 1.11, la courbe contrainte / déformation d'un essai de charges / décharges sur un composite carbone / époxy est tracée. Pour chaque cycle observé, la déformation résiduelle semble croître. La Figure 1.11 met ainsi en avant le caractère non linéaire endommageable du comportement en cisaillement d'un composite carbone / époxy unidirectionnel, le T300/914 dans le cas présent.

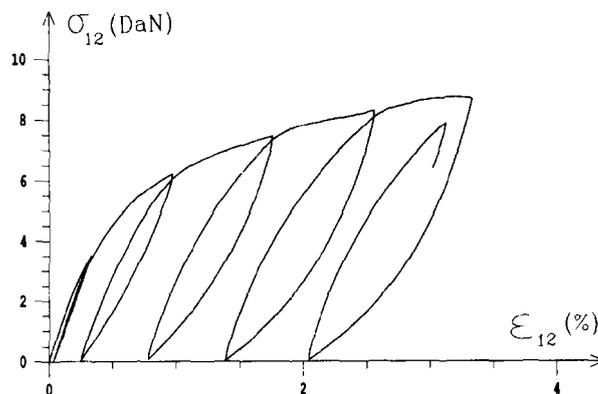


FIGURE 1.11 – Essai de traction uniaxiale de charges / décharges sur un composite carbone / époxy unidirectionnel de T300/914 $[\pm 45^\circ]$, d'après les travaux de Ladevèze et al. [8].

1.2.1.3 Mécanismes d'endommagement

Le caractère non linéaire endommageable des stratifiés peut être dû à de nombreux mécanismes. Différentes études expérimentales ont permis d'identifier ces mécanismes [39, 40]. Pour présenter ces mécanismes, l'exemple du scénario d'endommagement d'un stratifié $[0/90]_s$ lors d'un essai de traction uniaxiale monotone sera utilisé. Ce scénario peut se décomposer en trois phases. Lors de la première phase, pour des niveaux de chargement faibles, des microdommages apparaissent. Ces micro-dommages peuvent se trouver sous la forme de décohésion fibre / matrice ou de délaminage diffus [41]. Une représentation de décohésion fibre / matrice est présentée sur la Figure 1.12.

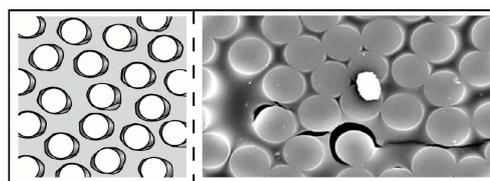


FIGURE 1.12 – Schéma de la décohésion fibre / matrice, tiré des travaux d'Abisset [42].

Ces micro-dommages n'impliquent pas nécessairement l'apparition de non linéarité visible sur

le comportement macroscopique du matériau étudié [43]. Par la suite, ces microdommages vont croître entraînant l'apparition d'une première fissure dans le pli. Pour le cas du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_s$, cette première fissure va apparaître dans le pli à 90° . Cette fissure est parallèle aux fibres et traverse toute la largeur et l'épaisseur du pli. Le phénomène de fissuration transverse est représenté sur la Figure 1.13.

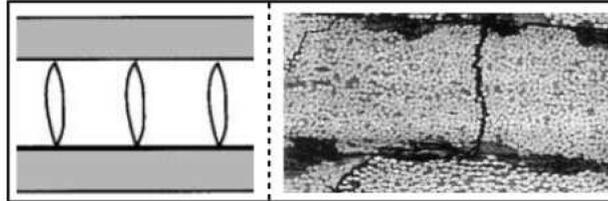


FIGURE 1.13 – Schéma de la fissuration transverse, tiré des travaux d'Abisset [42].

Dans une deuxième phase, l'endommagement dans le pli à 90° augmente. Le phénomène de fissuration transverse augmente induisant des concentrations de contraintes et amène à du délaminage local en pointe de fissure. Le délaminage local est représenté sur la Figure 1.14. Ces phénomènes vont être à l'origine de l'apparition d'une non linéarité dans le comportement macroscopique. Ensuite, le taux de fissuration transverse va augmenter jusqu'à saturation. Après, le phénomène de délaminage deviendra prédominant [42].

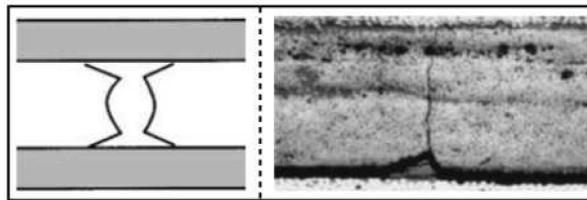


FIGURE 1.14 – Schéma du délaminage local, tiré des travaux d'Abisset [42].

La troisième phase du scénario d'endommagement correspond à la ruine du stratifié. Pour un stratifié $[0^\circ/90^\circ]$ la ruine du matériau est due à la rupture de fibres. Le phénomène de rupture de fibres est schématisé sur la Figure 1.15.

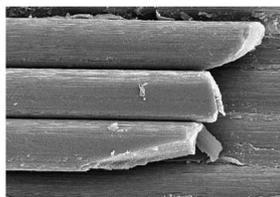


FIGURE 1.15 – Schéma de la rupture de fibres, tiré des travaux d'Abisset [42].

Les scénarios d'endommagement sont différents suivant la stratification étudiée. Pour un stratifié $[\pm 45^\circ]$, les niveaux de déformation atteints seront plus importants et la ruine du matériau ne sera pas caractérisée par la rupture de fibres mais par l'accroissement de la fissuration transverse ainsi que le délaminage.

Dans cette première partie, l'étude du comportement mécanique sous sollicitations quasi-statiques des composites stratifiés unidirectionnels carbone / époxy a été présentée ainsi que les mécanismes d'endommagement menant à la ruine de ce matériau.

Cependant, le comportement de ces composites est connu pour dépendre de la vitesse de sollicitation [3, 5, 24]. Pour étudier complètement leur comportement mécanique il est donc important d'étudier l'influence de la vitesse de sollicitation.

1.2.2 Étude du comportement dynamique des CMO

1.2.2.1 Moyens expérimentaux

Comme indiqué dans le paragraphe 1.1, les moyens d'essais utilisés dépendent du régime de sollicitation étudié. Pour les basses vitesses, des machines conventionnelles type vérin électromécanique sont utilisées. Pour les vitesses de déformations comprises entre $10^{-2}s^{-1}$ et $100s^{-1}$ des vérins pneumatiques ou hydrauliques sont classiquement utilisés. Pour des vitesses comprises entre $100s^{-1}$ et 10^4s^{-1} ce sont les barres d'Hopkinson qui sont principalement utilisées. Les essais à des vitesses supérieures réalisés sur des matériaux composites sont très rares dans la littérature et ne seront donc pas considérés ici.

Comme évoqué dans la section 1.2.1.1, un essai couramment utilisé pour l'étude du comportement mécanique des matériaux composites est la traction uniaxiale.

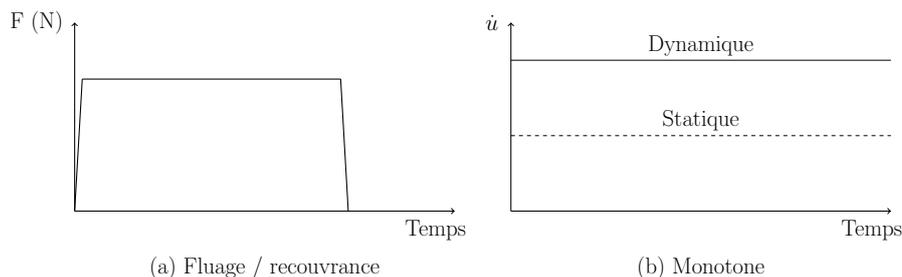


FIGURE 1.16 – Différents types de sollicitations mécaniques pour un essai de traction uniaxiale pour l'étude de l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement des CMO.

Une première approche pour étudier l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique des matériaux composites à matrice organique consiste à réaliser un essai de traction uniaxiale sous sollicitation de fluage. Cette sollicitation est représentée sur la Figure 1.16 (a). L'essai de traction uniaxiale en fluage consiste à appliquer sur une éprouvette normée [26] une contrainte constante pendant un temps donné et à mesurer l'accroissement de la déformation en fonction du temps. Par la suite un essai de recouvrance est souvent effectué pour ramener l'éprouvette à une contrainte nulle. Au cours de l'essai, l'évolution des déformations est observée. Ces essais sont réalisés sur des vérins de type électromécanique ou hydraulique. Ils permettent de constater les premiers effets de la vitesse de sollicitation sur le comportement. L'analyse de ces essais fait l'objet d'une norme [44].

Dans un deuxième temps, des essais de traction uniaxiale sous sollicitation monotone, pour des vitesses de sollicitation plus importantes que celles utilisées pour l'étude en quasi-statique, peuvent être réalisés. Cette sollicitation est schématisée sur la Figure 1.16 (b) en trait plein et est comparée à celle appliquée pour l'étude du comportement quasi-statique qui est représentée en trait

discontinu. Ces essais peuvent être réalisés notamment à l'aide de vérins hydrauliques ou de barres d'Hopkinson pour les hautes vitesses de sollicitation. Comme pour l'étude du comportement quasi-statique, ces essais peuvent être réalisés sur des stratifiés de différentes orientations suivant le comportement étudié. Ces différents essais ne font l'objet d'aucune norme. Les résultats obtenus sont donc dépendants des choix de chaque laboratoire en termes de forme et de taille d'éprouvette ainsi qu'en termes de conditions d'essais. Le plus souvent, les laboratoires utilisent les normes quasi-statiques pour évaluer les propriétés mécaniques en dynamique.

Pour l'étude du comportement mécanique sous sollicitation quasi-statique, des essais de traction uniaxiale sous sollicitation cyclique étaient également réalisés pour étudier certains phénomènes macroscopiques mis en jeu, comme l'apparition de non linéarité dans le comportement. Ces essais sont difficilement réalisables pour des vitesses dynamiques à cause d'un certain nombre de limitations expérimentales. En effet, il est difficile d'interrompre un essai pour des vitesses importantes dû notamment à l'asservissement en boucle ouverte des vérins hydrauliques pour les essais à plus hautes vitesses.

Quelques travaux traitent de la réalisation d'essais de charges / décharges pour des vitesses plus importantes que celles étudiées en quasi-statique [45–47]. Pour permettre l'interruption des essais et donc réaliser des essais de charges / décharges, Fitoussi et al. [45, 46, 48] proposent une méthode basée sur un principe de fusible en PMMA, illustrée sur la Figure 1.17. Cette technique repose sur la mécanique de la rupture. Une éprouvette doublement entaillée en PMMA est ajoutée au montage et permet d'interrompre l'essai. Cet élément fusible est dimensionné pour se rompre à un niveau de sollicitation donné, déterminé à l'aide des entailles. Cependant cette méthode reste peu précise au niveau des incréments d'effort. De plus le matériau utilisé est un PMMA ce qui implique une possible influence de ce matériau sur le dispositif expérimental et les conditions imposées à l'éprouvette testée. En effet, les propriétés à rupture du PMMA sont fortement dépendante de la vitesse de sollicitation et de la température, comme le montre les travaux de Moy et al. [49].

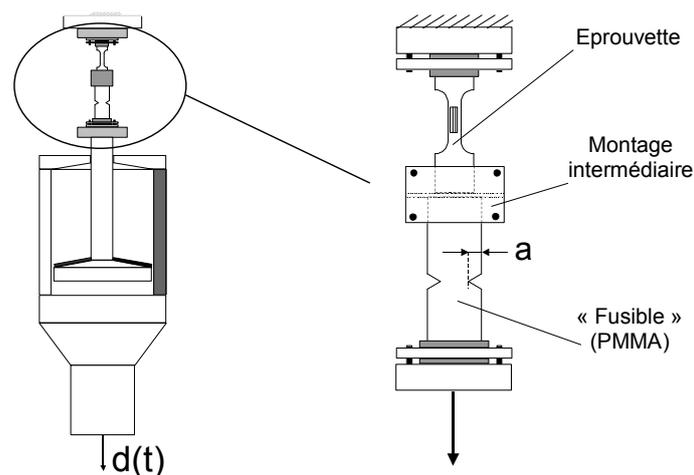


FIGURE 1.17 – Schéma de la technique d'interruption pour des essais de traction à grande vitesse réalisés avec une machine servo-hydraulique, tiré des travaux de Hug [46].

Plus récemment, Coussa [47] a proposé un nouveau dispositif expérimental pour la réalisation des essais de charges / décharges en dynamique. Ce montage est schématisé sur la Figure 1.18. Dans ce dispositif, le pilotage de l'interruption s'effectue à déformation imposée et non plus à contrainte

imposée. Dans ce montage, l'arrêt de l'essai se fait par l'intermédiaire de butées mécaniques réglables selon l'incrément souhaité, représenté par l'élément 1 sur la Figure 1.18. Ces butées permettent d'obtenir des incréments de déformation croissants. De plus un dispositif anti-retour a été inséré. Ce dispositif est composé de deux lamelles d'aluminium (représentées par l'élément 2 sur la Figure 1.18) qui sont positionnées de chaque côté du mors haut. Elles permettent de maintenir l'éprouvette au niveau de déformation souhaité dès l'arrêt du chargement. Le fusible en laiton (représenté par l'élément 3 sur la Figure 1.18) permet uniquement le découplage du montage avec la cellule de charge, le laiton étant insensible à la vitesse de sollicitation. Ces montages expérimentaux restent encore peu utilisés et ne sont pas disponibles pour notre étude.

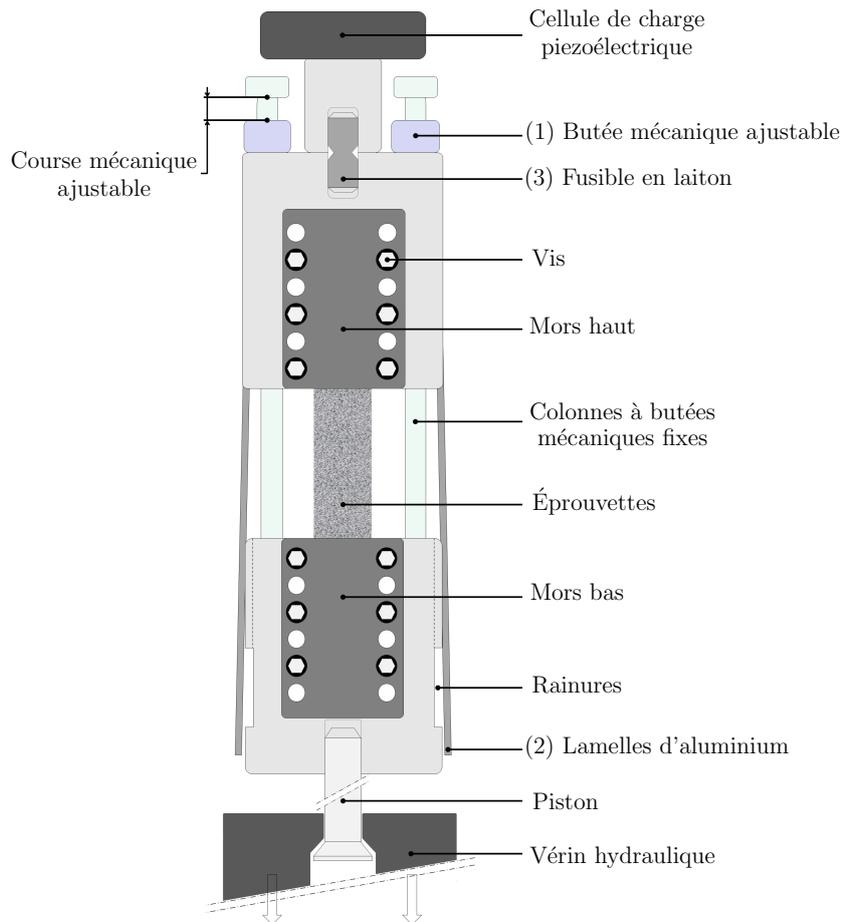


FIGURE 1.18 – Schéma du montage expérimental d'interruption d'essais dynamiques installé sur une machine servo-hydraulique proposé par Coussa [47].

1.2.2.2 Analyse de la dépendance à la vitesse / temps des CMO

Dans un premier temps, l'étude du comportement à très faibles vitesses des composites à matrice organique a été considérée. L'essai couramment utilisé pour cette étude est un essai de traction uniaxiale sous sollicitation de fluage.

Sur la Figure 1.19, les courbes d'évolution de la contrainte en fonction du temps et de la déformation longitudinale en fonction du temps pour un essai de fluage sur un stratifié de T700GC/M21 $[90^\circ]_4$ sont tracées. Trois paliers de contrainte ont été réalisés [4]. A partir des résultats obtenus lors des essais de fluage, il est possible d'évaluer la déformation de fluage qui correspond à la

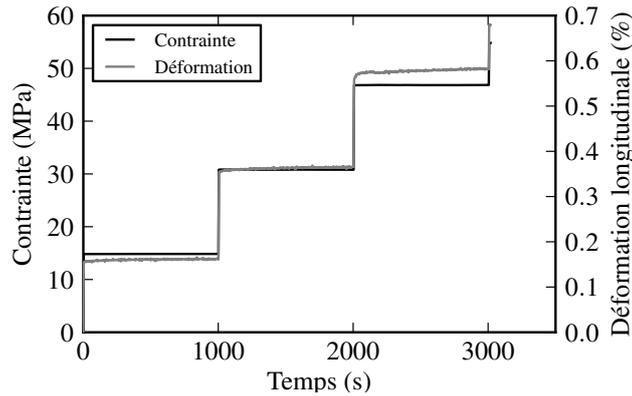


FIGURE 1.19 – Courbes de la contrainte et de la déformation longitudinale en fonction du temps pour un essai de fluage multipaliers sur un stratifié $[90^\circ]_4$ de T700GC/M21, tirées des travaux de Berthe [4].

soustraction entre la déformation totale courante et la déformation totale au début du palier de fluage. L'évolution de cette déformation de fluage en fonction du temps, pour l'essai précédemment présenté est tracée sur la Figure 1.20. Une faible évolution non linéaire de la déformation de fluage est observée sur la Figure 1.20.

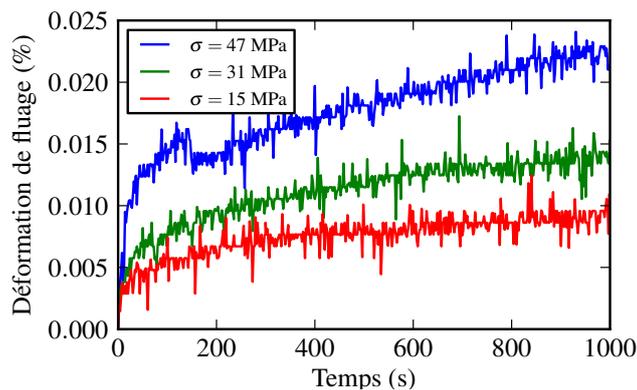


FIGURE 1.20 – Courbes de l'évolution de la déformation de fluage en fonction du temps pour un essai de fluage multipaliers sur un stratifié $[90^\circ]_4$ de T700GC/M21, tirées des travaux de Berthe [4].

En ce qui concerne le comportement en cisaillement, des essais de fluage sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$ sont également disponibles dans la littérature [4, 19, 50]. Sur la Figure 1.21, les courbes d'évolution de la contrainte en fonction du temps et de la déformation longitudinale en fonction du temps pour un essai de fluage sur un stratifié de T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ sont tracées [4]. Quatre paliers ont été réalisés pendant 1000 secondes. Sur la Figure 1.22, l'évolution de la déformation de fluage est tracée en fonction du temps. Une forte évolution non linéaire de la déformation de fluage est observée. De plus, il a été démontré à l'aide d'émission acoustique que l'endommagement dans le pli était faible lorsque la contrainte était inférieure cette fois à 90MPa [4, 19].

Dans un second temps, le comportement des composites stratifiés à matrice organique pour des vitesses de sollicitation dynamiques est considéré. Pour cela, des essais de traction uniaxiale monotone pour différentes vitesses de sollicitation et pour des stratifiés de différentes orientations sont étudiés.

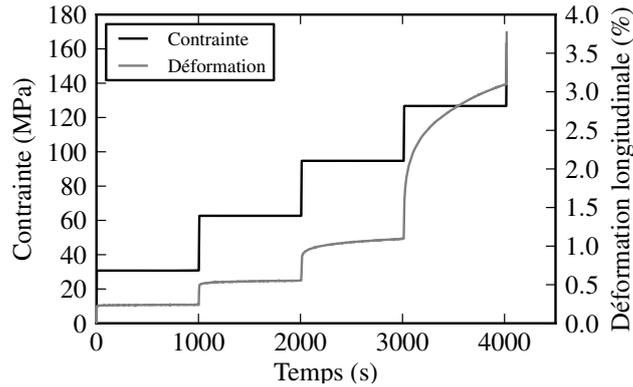


FIGURE 1.21 – Courbes de la contrainte et de la déformation longitudinale en fonction du temps pour un essai de fluage multipaliers sur un stratifié $[\pm 45^\circ]_4$ de T700GC/M21, tirées des travaux de Berthe [4].

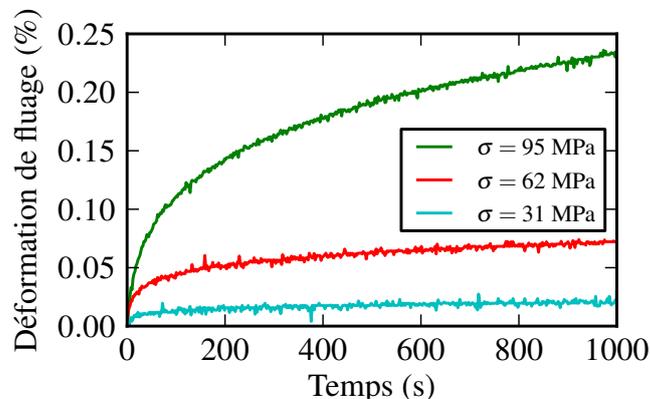


FIGURE 1.22 – Courbes de l'évolution de la déformation de fluage en fonction du temps pour les trois premiers paliers d'un essai de fluage sur un stratifié $[\pm 45^\circ]_s$ de T700GC/M21, tirées des travaux de Berthe [4].

Comme précédemment, le comportement dans le sens des fibres est considéré dans un premier temps. Ce comportement est majoritairement dépendant de celui des fibres. Or le comportement mécanique des fibres de carbone est insensible à la vitesse de déformation [51, 52]. Par conséquent, le comportement en traction dans le sens fibre sera probablement indépendant de la vitesse de sollicitation. Ceci est confirmé par les travaux de Harding et al. [1]. Sur la Figure 1.23, les courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone dans le sens des fibres sur un composite stratifié de fibres de carbone HYFIL Torayca-130-S et d'une matrice époxy R7H à différentes vitesses de sollicitation sont tracées. Le comportement dans le sens fibre semble bien indépendant de la vitesse de déformation. En effet, sur la Figure 1.23, le module d'élasticité ainsi que la contrainte à rupture semblent identiques pour les trois vitesses de sollicitation testées.

En ce qui concerne le comportement en compression dans le sens fibre, de nombreux auteurs ont rapporté une dépendance à la vitesse de sollicitation [2]. Ils ont montré que le module d'élasticité était indépendant de la vitesse de sollicitation, mais que la contrainte à rupture augmentait avec la vitesse de sollicitation. Ce phénomène est mis en évidence sur la Figure 1.24. La différence de contraintes à rupture peut s'expliquer par le phénomène de micro flambage des fibres qui serait retardé à hautes vitesses [2].

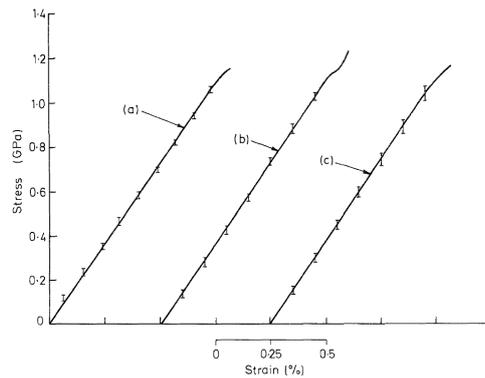


FIGURE 1.23 – Courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone sur un composite CFRP à différentes vitesses ($\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} s^{-1}$ (a), $\dot{\epsilon} = 7 s^{-1}$ (b), $\dot{\epsilon} = 450 s^{-1}$ (c)), tirées des travaux de Harding et al. [1].

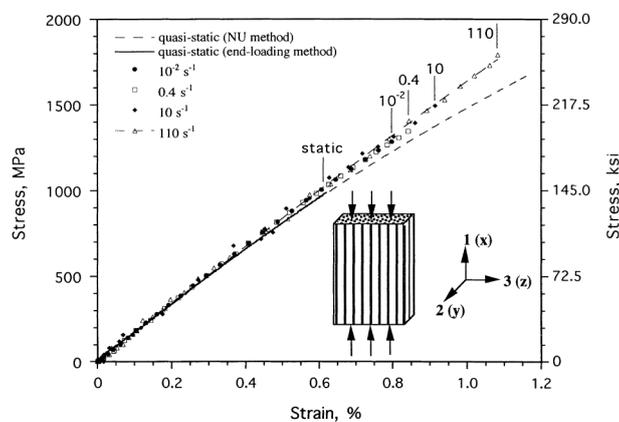


FIGURE 1.24 – Comparaison des courbes contrainte / déformation pour des sollicitations de compression dans la direction longitudinale pour diverses vitesses de chargement sur un composite IM6G/3501-6, d'après les travaux de Hsiao et al. [2].

Ensuite, le comportement dans la direction transverse aux fibres est considéré. De nombreux auteurs ont rapporté l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement dans la direction transverse aux fibres des composites renforcés de fibres de carbone [2, 53, 54]. Dans leurs travaux, Gilat et al. [24] ont montré que pour des vitesses faibles et modérées le comportement linéaire élastique était identique, comme le montre la Figure 1.25 à gauche. Seul le comportement à hautes vitesses différait avec une contrainte à rupture plus haute, un module supérieur ainsi que l'apparition d'un comportement non linéaire. Sur la Figure 1.25 à droite, les courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale dans la direction transverse aux fibres pour des vitesses lentes et modérées sur le composite T700GC/M21 sont tracées, d'après les travaux de Berthe [4]. Le comportement pour les vitesses considérées sur la Figure 1.25 (à droite) semble indépendant de la vitesse de sollicitation.

Dans les travaux de Daniel et al. [3], il a été montré que le comportement dans la direction transverse aux fibres en compression était dépendant de la vitesse de sollicitation. Cette dépendance est observable sur la Figure 1.26 représentant les courbes contrainte / déformation pour un composite carbone / époxy pour différentes vitesses de sollicitation. Sur cette Figure, la déformation à

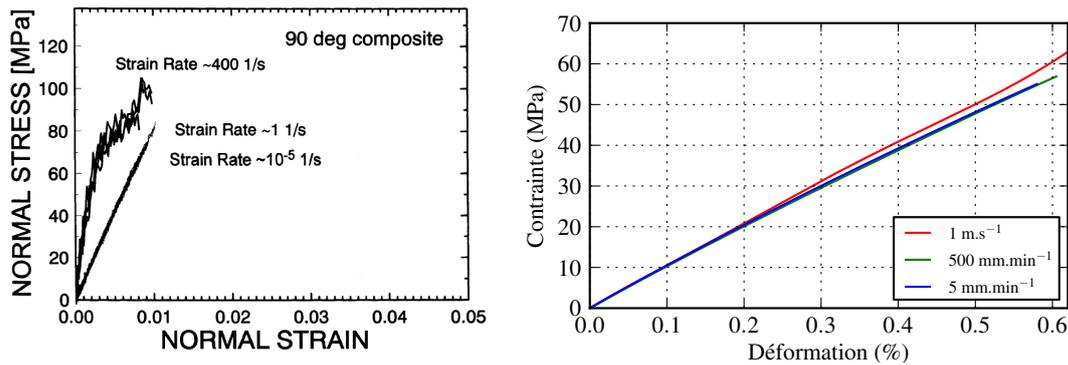


FIGURE 1.25 – Comparaison des courbes contrainte / déformation pour des sollicitations de traction uniaxiale monotone dans la direction transversale aux fibres pour diverses vitesses de chargement sur un composite IM7/977-2 carbon/epoxy composite [24] (à gauche), et sur un composite carbone / époxy le T700GC/M21 [4] (à droite).

rupture semble identique quelque soit la vitesse de sollicitation, cependant le module d'élasticité semble dépendre de la vitesse de sollicitation.

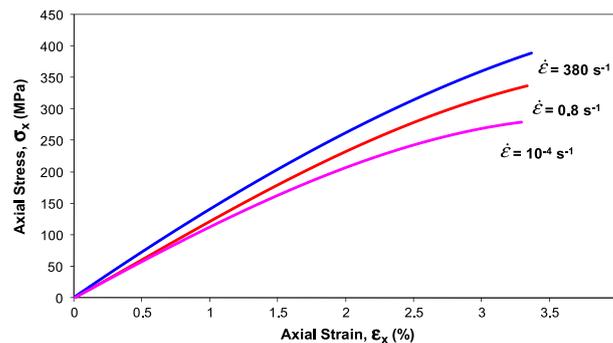


FIGURE 1.26 – Comparaison des courbes contrainte / déformation pour des sollicitations de compression dans la direction transversale pour diverses vitesses de chargement sur un composite carbone / époxy le AS4/3501-6, tirée des travaux de Daniel et al. [3].

Pour terminer, le comportement en cisaillement est étudié. Ce comportement est fortement dépendant de celui de la matrice [14, 55–57]. Par conséquent, il sera certainement dépendant de la vitesse de sollicitation. Tous les auteurs ont rapporté une dépendance à la vitesse de sollicitation du comportement en cisaillement. Cependant les avis divergent sur l'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques des composites renforcés fibres de carbone. Dans leurs travaux, Gilat et al. [24] observent une faible variation du module apparent et une augmentation de la limite à rupture vis-à-vis de la vitesse de déformation. Dans d'autres travaux de Taniguchi et al. [58], une augmentation du module apparent et de la contrainte à rupture est observée. Il est important de noter que les essais dynamiques ne sont pas normalisés, par opposition à ceux quasi-statiques. Les résultats ne sont donc pas obtenus dans les mêmes conditions et ne sont pas nécessairement comparables.

Sur la Figure 1.27, les courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à différentes vitesses de sollicitations sont tracées [4]. Cette figure permet d'observer l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement et notam-

ment l'augmentation du module d'élasticité et de la contrainte à rupture avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

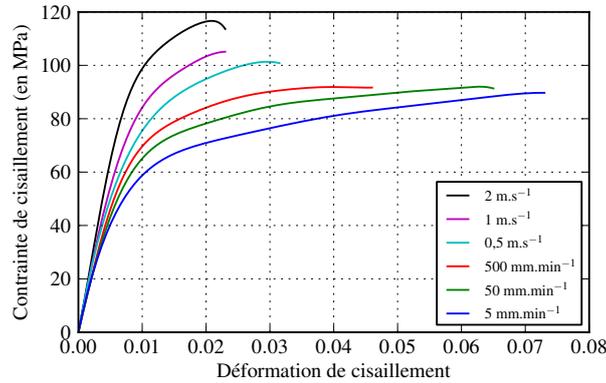


FIGURE 1.27 – Comparaison des courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone pour diverses vitesses de chargement sur un composite carbone / époxy T700GC/M21 [±45°], tirée des travaux de Berthe [4].

Sur la Figure 1.28, l'évolution du module de cisaillement en fonction de la vitesse de déformation pour le composite T700GC/M21 est tracée. Le module de cisaillement a été obtenu en suivant les préconisations des normes [36]. Ce module augmente d'environ 45% entre les vitesses de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ et $50s^{-1}$. De plus, un changement de pente est observable dans l'évolution du module aux alentours de $10s^{-1}$.

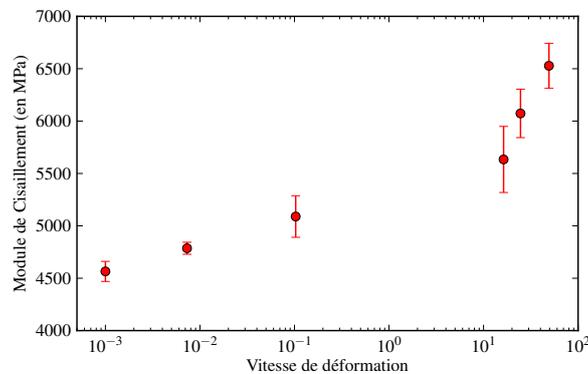


FIGURE 1.28 – Évolution du module de cisaillement apparent en fonction de la vitesse de déformation pour un composite carbone / époxy T700GC/M21, tirée des travaux de Berthe [4].

Comme pour le comportement en quasi-statique, le comportement en cisaillement pour différentes vitesses de sollicitation peut se décomposer en deux parties : un comportement linéaire, puis un comportement non linéaire suivi par la rupture du matériau, comme le montre la Figure 1.27. La valeur de la transition entre ces deux comportements ainsi que l'influence de la vitesse de déformation sur cette transition ne sont pas clairement définies dans la littérature. Cependant cette transition semble dépendre de la vitesse de sollicitation.

L'étude du comportement non linéaire et de l'évolution de l'endommagement pour des sollicitations dynamiques reste encore peu documentée. Les résultats concernant l'évolution de l'endommagement en dynamique des composites à matrice organique restent rares.

1.2.3 Étude de l'influence de la température sur le comportement mécanique des CMO

Au cours de la durée de vie d'un avion, les pièces qui le composent peuvent également être soumises à de fortes variations de température. Il est donc important de connaître le comportement des matériaux utilisés aux différentes températures d'utilisation.

1.2.3.1 Moyens expérimentaux

Pour étudier l'influence de la température sur le comportement mécanique des composites à matrice organique, les mêmes essais que ceux décrits précédemment peuvent être effectués à différentes températures, dans la mesure où une enceinte thermique peut être intégrée aux moyens expérimentaux. D'autres essais spécifiques à l'étude en température peuvent également être réalisés comme l'analyse mécanique dynamique (Dynamic Mechanical Analysis) souvent utilisée pour les polymères. Ces machines permettent d'évaluer l'évolution du module de conservation, le module de perte ainsi que l'angle de perte en fonction de la température et de la fréquence. Elles permettent également de caractériser les différentes températures de transition du matériau testé[59]. Cependant, ces essais ne permettent pas une caractérisation complète du comportement et notamment les propriétés à rupture ne sont pas évaluées. Par conséquent, les essais précédemment décrits avec enceinte thermique seront privilégiés.

1.2.3.2 Analyse de l'influence de la température sur le comportement des CMO

Comme précédemment, l'influence de la température sur le comportement est étudiée en fonction de l'orientation des plis.

Le comportement en traction d'un composite unidirectionnel carbone / époxy dans la direction des fibres semble indépendant de la température. Dans leurs travaux Gomez-del Rio et al. [25] ont étudié l'influence de la température sur un composite stratifié carbone / époxy AS4/3501-6 à l'aide d'essais réalisés aux barres d'Hopkinson pour une vitesse de 750s^{-1} . Deux essais ont été réalisés à deux températures différentes 20°C et -60°C . Les courbes contrainte / déformation obtenus lors de ces essais sont tracées sur la Figure 1.29. Sur cette Figure, les modules d'élasticité obtenus semblent similaires ainsi que les limites à rupture.

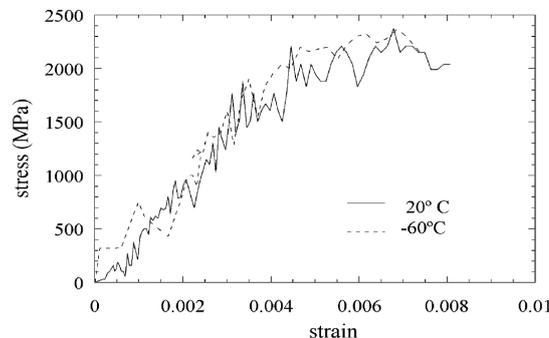


FIGURE 1.29 – Courbes contrainte / déformation pour un composite stratifié AS4/3501-6 $[0]_{10}$ pour un essai dynamique en traction ($\dot{\epsilon} = 750\text{s}^{-1}$) à différentes températures, tirées des travaux de Gomez-del Rio et al. [25].

En ce qui concerne le comportement en compression, Karayaka et al. [60] ont montré que le com-

portement en compression dans le sens des fibres était dépendant de la température pour des hautes températures. La Figure 1.30 représente les courbes contrainte / déformation pour des essais de compression uniaxiale quasi-statique pour un composite carbone / époxy pour trois températures différentes.

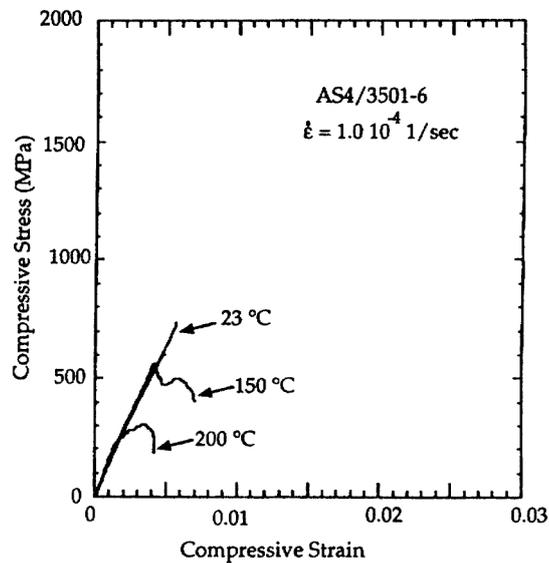


FIGURE 1.30 – Courbes contrainte / déformation pour un composite stratifié AS4/3501-6 [0]₁₀ pour des essais de compression quasi-statique à $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ pour trois températures, d'après les travaux de Karayaka et al. [60].

Sur cette Figure, le module d'élasticité semble indépendant de la température mais les limites à rupture semblent dépendre de la température. La limite à rupture à 200°C est environ deux fois inférieure à celle à 20°C. De plus, le comportement semble devenir plus fragile lorsque la température diminue. Dans d'autres travaux, Reed et al. [61] n'ont pas pu observer d'influence de la température sur le comportement en compression dans le sens fibre pour des basses températures. Ils ont avancé l'hypothèse que la dispersion expérimentale, qui était de l'ordre de 25% sur les propriétés mécaniques, ne permettait pas de mesurer cette influence.

Dans un second temps, le comportement dans la direction transverse aux fibres est considéré. Gomez-del Rio et al. [25] ont montré que le comportement en traction dans le sens transverse aux fibres était dépendant de la température, comme le montre la Figure 1.31 à gauche.

Le comportement en compression, quant à lui, est également dépendant de la température [62]. Dans les travaux de Lowe et al. [62], le comportement en compression dans le sens transverse du composite carbone / époxy T300/914 a été étudié. Les résultats obtenus lors de ces travaux sont tracés sur le Figure 1.32. Une augmentation du module d'élasticité et de la contrainte à rupture avec la diminution de la température sont observées.

Pour terminer, l'influence de la température sur le comportement en cisaillement est étudiée. Le comportement en cisaillement est fortement dépendant de celui de la matrice [55, 56], il devrait donc être logiquement dépendant de la température. Cette hypothèse a été confirmée par de nombreux travaux [5, 63]. Sur la Figure 1.33, les courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone sur le composite renforcé fibres de carbone, le T700GC/M21 à $\pm 45^\circ$, pour différentes températures sont tracées [4]. Le module d'élasticité augmente avec la

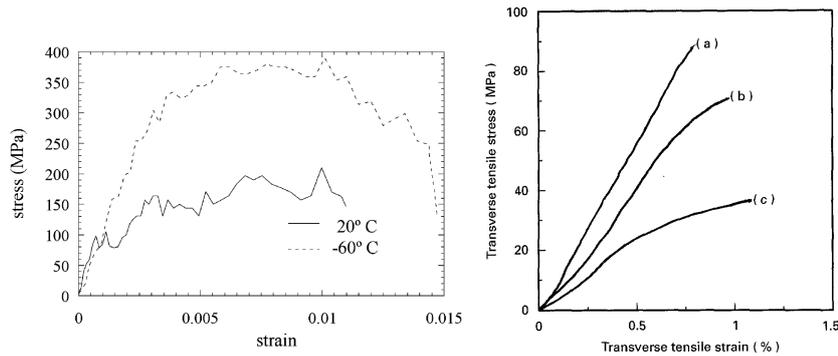


FIGURE 1.31 – Courbes contrainte / déformation pour un composite stratifiée AS4/3501-6 [90]₁₀ pour un essai de traction uniaxiale pour sous sollicitation dynamique ($\dot{\epsilon} = 890s^{-1}$) à différentes températures [25] à gauche, et pour un composite stratifié [90°]₂₄ de T300/914 sous sollicitation quasi statique et à différentes températures ((a) -40°C, (b) 23°C, (c) 140°C), à droite [62].

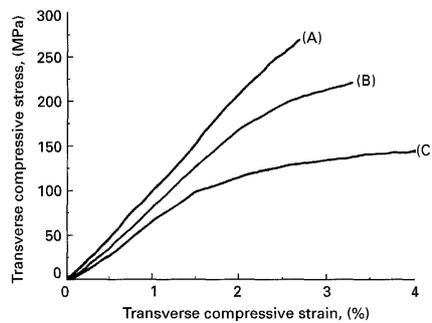


FIGURE 1.32 – Courbes contrainte / déformation pour un composite stratifié [90]₁₆ de T300/914 sous sollicitation de compression quasi-statique à différentes températures ((a) -40°C, (b) 23°C, (c) 140°C) [62].

diminution de la température et les valeurs de déformations à rupture semblent diminuer avec la diminution de la température. De plus le comportement semble devenir plus fragile lorsque la température diminue.

1.2.4 Conclusions

Le comportement quasi-statique des composites renforcés fibres de carbone a été largement étudié dans la littérature. Ce comportement peut être caractérisé à l'aide d'essais normalisés. Cette normalisation permet d'obtenir des propriétés mécaniques et des tendances similaires quelque soit le laboratoire qui les réalisent. A contrario, les études sur le comportement dynamique et en température des CMO restent rares. Les essais permettant leur caractérisation ne sont pas normalisés et dépendent du laboratoire qui les effectue. Par conséquent, les résultats obtenus sur le comportement dynamique peuvent être différent suivant les études. Des erreurs expérimentales entraîneront des erreurs sur la modélisation du comportement des matériaux étudiés. Par conséquent, il est nécessaire de réaliser des essais en dynamique et en température représentatifs du comportement réel du matériau.

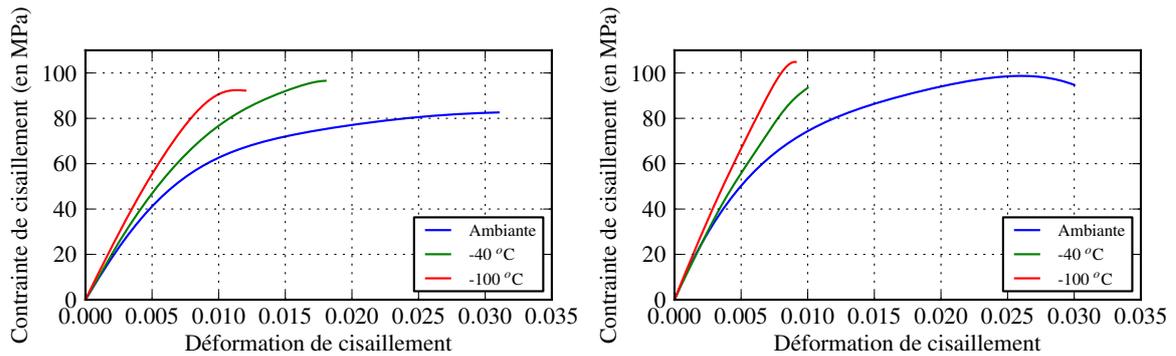


FIGURE 1.33 – Comparaison des courbes contrainte / déformation pour des essais de traction uniaxiale monotone sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$] à différentes températures et $\dot{\epsilon} = 7.10^{-3} s^{-1}$ [4] à gauche, et $\dot{\epsilon} = 10 s^{-1}$ à droite, d'après les travaux de Berthe [4].

1.3 Modélisation du comportement mécanique des CMO

L'étude du comportement mécanique des CMO ainsi que la compréhension des mécanismes qui le régissent permettent dans un second temps de modéliser ce comportement. Par la suite, les modèles proposés serviront à prédire le comportement des matériaux utilisés et à réaliser des calculs de structures représentatifs. La modélisation est donc une étape importante des recherches sur les matériaux structuraux.

1.3.1 Les différentes approches aux différentes échelles

Comme évoqué dans la section 1.1, il existe trois échelles de modélisation pour décrire le comportement des matériaux étudiés : l'échelle microscopique, l'échelle mésoscopique et l'échelle macroscopique.

L'échelle microscopique est celle des constituants et de leurs interfaces. Elle permet de déterminer le comportement du pli à partir de celui de ses composants. Cette échelle permet de prendre en compte l'influence de chaque constituant sur le comportement du matériau et de mieux comprendre ses mécanismes de déformation et de dégradation. Elle permet également de considérer tout type de conception de matériaux composites. Cette échelle de modélisation mécanique est la plus fine actuellement. Cependant ces méthodes sont très complexes à mettre en œuvre car il faut identifier le comportement de chaque composant, de chaque interface, savoir comment définir les propriétés des interfaces, savoir comment évoluent les propriétés du pli par rapport à ceux des composants seuls. De plus, ces méthodes restent très coûteuses d'un point de vue temps de calcul et sont difficiles à mettre en œuvre pour un calcul de structure. Par conséquent cette échelle ne sera pas retenue dans ces travaux.

Dans un deuxième temps, l'échelle mésoscopique est considérée. Cette échelle est celle du pli élémentaire. Elle permet de déterminer le comportement du stratifié à partir de celui du pli. Elle permet de prendre en compte les différentes orientations des plis et d'évaluer le comportement du pli suivant les stratifications choisies. Ce sont des méthodes très utilisées pour la conception des structures composites. Ces modèles font l'hypothèse d'une homogénéité des propriétés mécaniques dans le pli. L'identification des modèles repose sur différents essais mécaniques qui sont définis en fonction des orientations étudiées. Ces méthodes restent coûteuses en temps de cal-

cul, surtout pour les modèles non linéaires, mais moins que les modèles microscopiques. Qui plus est, les modèles obtenus à cette échelle ne permettent pas de directement prendre en compte les changements de type fraction volumique des fibres.

La dernière échelle est l'échelle macroscopique, celle de la structure. Les modèles associés font l'hypothèse d'une homogénéisation des propriétés du composite stratifié à l'échelle de l'éprouvette de laboratoire. Pour identifier ces modèles des essais de caractérisation mécanique sont réalisés sur le stratifié. Ces modèles sont phénoménologiques et représentent aux mieux les essais réalisés. Ils sont donc peu coûteux à mettre en œuvre et les temps de calculs sont faibles. Cependant ils ne sont pas extrapolables, notamment en cas de changement de stratification. Par conséquent ils ne sont pas utilisables en phase de conception de structure. Chaque nouvelle stratification étudiée impose de nouveaux essais de caractérisation.

Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans un contexte de développement d'un modèle permettant d'améliorer la conception et le dimensionnement des structures. Par conséquent, ils seront réalisés dans le cadre de l'échelle mésoscopique.

Dans la littérature, de nombreux modèles mésoscopiques existent pour décrire le comportement des composites stratifiés [10–15, 64]. Une petite partie de ces modèles sera évoquée dans cette section.

Certains de ces modèles sont basés exclusivement sur la mécanique continue de l'endommagement comme l'ONERA Progressive Failure Model (OPFM) [11], ou les modèles proposés par Maimi et al. [12] et Donadon et al. [13]. Ces trois modèles utilisent la mécanique continue de l'endommagement pour définir leur modèle de dégradation du pli.

L'OPFM [11] permet de décrire le comportement quasi-statique des composites stratifiés. Le modèle permettant de décrire le comportement linéaire utilisé dans l'OPFM est un modèle viscoélastique spectral. Les critères d'activation de l'endommagement sont inspirés de ceux proposés par Sun [65]. Le modèle de dégradation du pli rompu est basé sur les modèles d'endommagement développé à l'ONERA [9]. Ce modèle d'endommagement permet de faire évoluer la souplesse du pli rompu. La loi de comportement utilisée est exprimée en contrainte et prend en compte les contributions des déformations élastiques, visqueuses et d'endommagement.

Le modèle de Maimi et al. [12] permet de décrire le comportement quasi-statique des composites stratifiés. Les critères permettant l'activation du dommage sont les critères LaRC tels qu'ils sont définis dans les travaux de Pinho et al. [66, 67]. Le modèle de dégradation du pli, est donc basé sur la mécanique d'endommagement continu et est défini en terme de densité libre d'énergie G . Cette densité est évaluée à l'aide des propriétés élastiques du pli ainsi que des coefficients de dilatation thermique et des variables d'endommagement d dans les différentes directions. La loi de comportement utilisée correspond à la dérivée de G par rapport à la contrainte. La densité libre d'énergie dépend de l'endommagement.

Le modèle de Donadon et al. [13], quant à lui, permet de décrire le comportement d'un composite stratifié soumis à un impact basse vitesse. Les critères de rupture utilisés dans ce modèle sont des critères quadratiques définis en déformation. La loi d'évolution du dommage est définie, comme précédemment, à l'aide de la mécanique de l'endommagement continu par l'évaluation d'une contrainte effective. La loi de comportement est exprimée en déformation et correspond à la somme d'une déformation élastique et d'une déformation d'endommagement.

Certains des modèles précédemment évoqués sont des modèles de type élasto-plastique endom-

mageable, comme le modèle proposé par Vyas et al. [15] ou le modèle proposé par le LMT [10]. Ces deux modèles permettent de décrire le comportement quasi-statique des stratifiés unidirectionnels renforcés fibres de carbone.

Dans le modèle proposé par Vyas et al. [15], une loi d'évolution du potentiel plastique est proposée. Le couplage entre l'endommagement et la plasticité se traduit par une contrainte effective. Le critère de rupture utilisé est un critère de Raghava [68]. Ce modèle inclut également des phénomènes de durcissement.

Dans le modèle proposé par le LMT [10], un modèle élastique classique est utilisé pour décrire le comportement linéaire du matériau. Un modèle plastique avec écrouissage isotrope est ensuite activé. Le couplage entre plasticité et endommagement s'effectue à l'aide de quantités effectives. La prise en compte de l'endommagement se fait par évaluation de l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé et l'introduction de deux variables d'endommagement d et d' dans la direction de cisaillement et transverse. Ces éléments permettent de déterminer une loi d'évolution de l'endommagement.

Pour terminer certains des modèles énumérés sont phénoménologiques [14]. Dans leurs travaux, Raimondo et al. [14] proposent un modèle phénoménologique permettant de décrire l'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés élastiques et à rupture des composites unidirectionnels renforcés fibres de carbone.

En conclusion, il existe un nombre important de modèles mésoscopiques dans la littérature. Dans ces travaux, il a été choisi de se concentrer sur un modèle de type "mécanique continue de l'endommagement" et un modèle de type "élasto-plastique-endommageable". Les deux modèles choisis sont l'OPFM et le modèle proposé par le LMT car ces deux modèles contiennent l'ensemble des constituants nécessaires à la construction complète d'un modèle de comportement. La version de l'OPFM utilisée dans ces travaux est celle proposée dans les thèses de Laurin et de Huchette [11, 19] et la version du modèle proposée par le LMT utilisée est celle proposée dans la thèse de Lévêque [10]. Les deux versions choisies ne sont pas les plus avancées actuellement. Ce sont des versions simples des modèles développés qui nécessitent des essais simples et potentiellement réalisables en dynamique. Ces deux versions ne nécessitent pas de passage aux échelles microscopiques qui pourraient poser des problèmes pour l'identification, en dynamique et la justification, contrairement aux dernières versions de ces modèles proposées. De plus, ces versions sont plus simples numériquement ce qui permet une implémentation plus aisée dans un code de calcul de structure.

Le schéma de construction de ces deux modèles peut être résumé à l'aide d'une approche multi-échelle progressive de la rupture. L'approche multi-échelle choisie dans cette thèse peut se construire en cinq étapes. Tout d'abord il faut définir une méthode de changement d'échelle pour passer de l'échelle du stratifié à celle du pli. Ensuite, il faut définir une loi de comportement mésoscopique pour déterminer les contraintes et déformations mises en jeu dans le pli. Il faut également déterminer un critère de rupture du pli UD à partir duquel l'endommagement sera activé. La quatrième étape consiste à déterminer le modèle de dégradation du pli rompu. Pour terminer, il faut choisir un critère de ruine du matériau permettant également l'arrêt du calcul. Toutes ces étapes sont résumées sur la Figure 1.34.

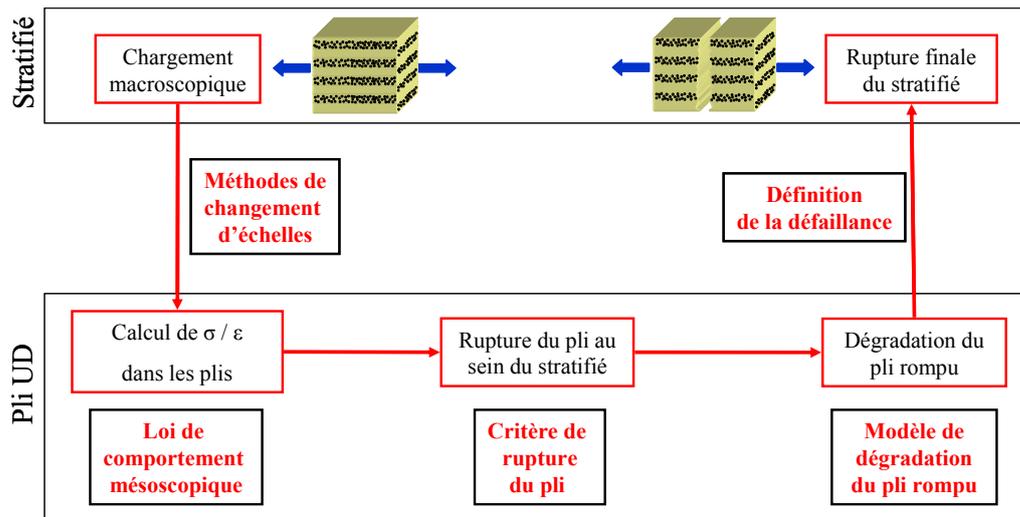


FIGURE 1.34 – Principe d’une approche multiéchelle progressive de la rupture, tiré des travaux de Laurin [11].

1.3.2 Description de l’OPFM et du modèle du LMT

Les deux modèles retenus seront présentés en suivant les cinq étapes de l’approche multi-échelle progressive de la rupture (cf Figure 1.34). Pour chaque étape, les méthodes utilisées pour l’OPFM et pour le modèle du LMT seront énumérées.

La première étape de l’approche multi-échelle utilisée est la définition de la méthode de changement d’échelle. Ce sera l’objet du paragraphe suivant.

1.3.2.1 Méthode de changement d’échelle

La méthode de changement d’échelle utilisée dans ces travaux repose sur la théorie classique des stratifiés. Elle permet de relier le chargement macroscopique imposé aux contraintes théoriques dans le pli à partir de la théorie des plaques de Kirchoff-Love. Une des hypothèses fortes de cette théorie est qu’une droite normale au plan moyen reste droite et normale au plan moyen après déformation. Une deuxième hypothèse est considérée, celle des contraintes planes. En effet, l’épaisseur du composite stratifié est généralement faible devant les autres dimensions et seul des cas de chargements dans le plan sont considérés. Par conséquent, le chargement appliqué au stratifié peut être réduit à deux vecteurs : \underline{N} les efforts normaux et tranchants et \underline{M} les moments de flexion et de torsion. Ces deux vecteurs sont évalués à l’aide de l’équation (1.6) :

$$\begin{bmatrix} \underline{N} \\ \underline{M} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \underline{A} & \underline{B} \\ \underline{B} & \underline{D} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \underline{\varepsilon}_0 \\ \underline{\kappa}_0 \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \underline{N}^a \\ \underline{M}^a \end{bmatrix} \quad (1.6)$$

Dans cette équation $\underline{\varepsilon}_0$ correspond à la déformation macroscopique, $\underline{\kappa}_0$ correspond à la courbure macroscopique du plan moyen. \underline{A} est la matrice de rigidité en membrane, \underline{B} la matrice de rigidité du couplage membrane, flexion, torsion et \underline{D} la matrice de rigidité en flexion. Pour terminer les vecteurs \underline{N}^a et \underline{M}^a correspondent au comportement non linéaire. Ces termes correspondent à l’extension de la théorie classique des stratifiés aux comportements non linéaires. Dans le cas de stratifiés symétriques, la matrice \underline{B} est nulle.

La deuxième étape de l'approche multiéchelle est la définition de la loi de comportement mésoscopique utilisée.

1.3.2.2 Loi de comportement mésoscopique

Pour définir la loi de comportement mésoscopique des modèles étudiés, il faut dans un premier définir la notion de potentiel thermodynamique ainsi que la notion de lois d'états.

1.3.2.2.1 Définition des potentiels thermodynamiques et des lois d'états

Pour définir les lois d'états à utiliser dans un modèle, il faut faire l'hypothèse de l'existence d'un potentiel thermodynamique, ψ . Ce potentiel doit vérifier les conditions de stabilité de la thermodynamique imposées par le premier et le second principe. Pour définir ce potentiel, il faut définir les variables observables (ex : $\underline{\underline{\varepsilon}}, T, \dots$) et les variables internes V_k . À titre d'exemple, prenons les variables observables température T et déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}$ et les variables internes V_k . Le potentiel couramment utilisé pour les solides est le potentiel d'énergie libre de Helmholtz [69]. Ce potentiel peut se définir comme suit :

$$\psi = \psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, T, V_k) \quad (1.7)$$

Comme dit précédemment, ce potentiel doit vérifier l'inégalité de Clausius-Duhem. Cette inégalité, dans le cas de petites perturbations peut s'écrire à l'aide de l'équation suivantes [69] :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) - \underline{q} \frac{\text{grad}T}{T} \geq 0 \quad (1.8)$$

Dans le cadre d'une transformation élastique, réversible et à température constante et uniforme, la loi d'état obtenue à l'aide des principes de la thermodynamique est la suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = 0 \quad (1.9)$$

Avec ρ la masse volumique. Les variables associées aux variables internes sont les suivantes :

$$A_k = \rho \frac{\partial \psi}{\partial V_k} \quad (1.10)$$

Dans certains cas, il peut être utile de définir un potentiel en contrainte à la place d'un potentiel en déformation. Pour cela, l'enthalpie libre spécifique de Gibbs est utilisée (ψ^*) [69]. Cette enthalpie peut se déduire de l'énergie libre par transformation de Legendre. Une deuxième loi d'état peut donc être définie :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \rho \frac{\partial \psi^*}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (1.11)$$

$$V_k = -\rho \frac{\partial \psi^*}{\partial A_k} \quad (1.12)$$

Ces lois d'états sont par la suite utilisées pour définir les lois de comportement mésoscopiques qui seront présentées dans la suite de ces travaux.

La loi de comportement mésoscopique permettant de décrire le comportement linéaire utilisée dans le modèle du LMT est une loi élastique classique. Par conséquent, elle ne fera pas l'objet

d'une étude détaillée. A contrario, la loi de comportement utilisée dans le modèle OPFM est différente des lois élastiques classiques. Cette loi de comportement est présentée dans la section qui suit.

1.3.2.2.2 Loi de comportement du modèle OPFM

Un modèle type élastique classique permet de décrire le comportement linéaire du stratifié étudié pour une vitesse de sollicitation donnée. Cependant il a été montré précédemment que le comportement d'un composite à matrice organique dépendait également de la vitesse de sollicitation, notamment à travers les essais de fluage dans un premier temps. Dans ce cas, un modèle élastique linéaire devient insuffisant pour décrire l'évolution du comportement mécanique. Pour palier à cette insuffisance, il a été proposé dans l'OPFM d'utiliser une loi viscoélastique spectrale. Cette loi est une loi thermo visco-élastique spectrale non linéaire qui peut être décrite, pour un CMO stratifié unidirectionnel et dans le repère local du pli, par l'équation suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}}_0 : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) \quad (1.13)$$

Dans cette équation $\underline{\underline{C}}_0$ est la matrice de rigidité, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ la déformation totale dans le pli, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$ la déformation visqueuse.

Pour prendre en compte les phénomènes observés lors des essais de fluage, une loi viscoélastique spectrale non linéaire a été choisie. La loi viscoélastique spectrale utilisée dans ce modèle est celle définie par Maire [50, 70]. Les variables observables de cette loi sont la température T et la déformation totale $\underline{\underline{\varepsilon}}$. Les variables internes sont la déformation visqueuse $\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$ et une famille de tenseurs $\underline{\underline{\xi}}_i$ homogènes à une déformation. À partir de cette loi, deux potentiels thermodynamiques peuvent être définis. Le potentiel d'énergie libre ψ s'écrit comme suit :

$$2 * \rho * \psi = (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) : \underline{\underline{C}}_0 : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) + \sum \frac{1}{\mu_i} (\underline{\underline{\xi}}_i : \underline{\underline{C}}_R : \underline{\underline{\xi}}_i) \quad (1.14)$$

Avec ρ la masse volumique, $\underline{\underline{C}}_0$ et $\underline{\underline{C}}_R$ des tenseurs décrivant l'anisotropie élastique et visqueuse du matériau, et $\underline{\underline{\xi}}_i$ la $i^{\text{ème}}$ déformation d'un mécanisme élémentaire visqueux. Ce potentiel d'énergie libre permet de déduire la loi d'état :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} \quad (1.15)$$

Le deuxième potentiel thermodynamique défini est le potentiel de dissipation ϕ^* :

$$2 * \phi^* = \sum \frac{\mu_i}{\tau_i} (\underline{\underline{\omega}}_i : \underline{\underline{S}}^R : \underline{\underline{\omega}}_i) \quad (1.16)$$

Avec $\underline{\underline{\omega}}_i = g \underline{\underline{\sigma}}_{ve} + \chi_i$, g la fonction non linéarisante et $\underline{\underline{S}}^R$ le tenseur des souplesses visqueuses. Dans cette loi la déformation visqueuse est décomposée en mécanismes élémentaires visqueux qui sont associés à un temps de relaxation τ_i et à un poids μ_i , comme suit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} = g(\underline{\underline{\sigma}}) \sum_i \underline{\underline{\xi}}_i \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\xi}}_i = \frac{1}{\tau_i} \left(\mu_i g(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{S}}^R : \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\xi}}_i \right) \quad (1.17)$$

avec $g(\underline{\underline{\sigma}})$ une fonction non-linéaire et $\underline{\underline{S}}^R$ le tenseur des souplesses visqueuses.

Pour être représentatif du comportement étudié un grand nombre de mécanismes visqueux doit

être considéré. Le spectre temporel est caractérisé par les paramètres τ_i et μ_i . Pour simplifier l'identification une fonction gaussienne normée est utilisée (1.18) :

$$\tau_i = e^i \text{ et } \mu_i = \frac{\bar{\mu}_i}{\sum_i \bar{\mu}_i} \text{ avec } \bar{\mu}_i = \frac{1}{n_0 \sqrt{\pi}} \exp\left(-\left(\frac{i - n_c}{n_0}\right)^2\right) \quad (1.18)$$

Par conséquent la connaissance de n_c et de n_0 permet de définir complètement le spectre, comme le montre la Figure 1.35. De nombreux auteurs ont montré que le comportement visqueux des

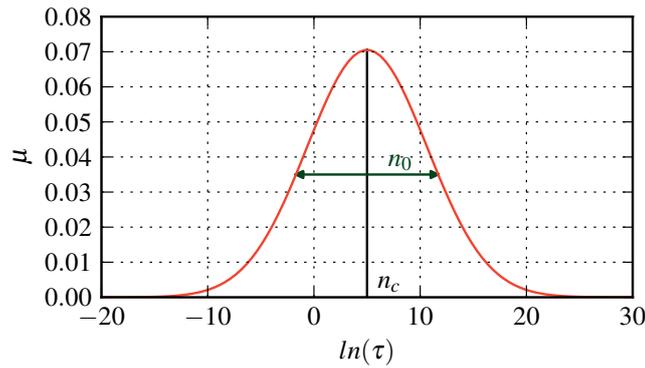


FIGURE 1.35 – Illustration du spectre temporel des mécanismes visqueux, tirée des travaux de Berthe [4].

composites à matrice organique était uniquement présent dans les directions transverse et de cisaillement [1, 2, 4]. Par conséquent, la matrice de souplesse visqueuse est définie comme suit :

$$\underline{\underline{S}}^R = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_{22} S_{22}^0 & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{66} S_{66}^0 \end{pmatrix} \quad (1.19)$$

Pour décrire la non linéarité, une fonction est utilisée dans ce modèle :

$$g(\underline{\underline{\sigma}}) = 1 + \gamma \left(\sqrt{{}^t \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{S}}^R : \underline{\underline{\sigma}}} \right)^n \quad (1.20)$$

Les paramètres visqueux sont identifiés à l'aide de deux essais de fluage : un essai de fluage multi-paliers sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$ et un essai de fluage simple sur un stratifié à $[90^\circ]$ [11]. La dépendance à la vitesse de sollicitation des composites carbone / époxy est présente sur les essais de fluage mais aussi pour les vitesses plus importantes. Par conséquent, il faut adapter le modèle précédemment proposé pour être représentatif sur une large gamme de vitesses.

Prise en compte de l'influence de la vitesse sur le comportement viscoélastique

Pour cela, Berthe et al. [4, 71] ont proposé d'utiliser un modèle bi-spectral (voir Figure 1.36) à la place d'un modèle à spectre unique. Sur cette Figure, le spectre bleu représente les mécanismes visqueux quasi-statiques et le spectre rouge représente les mécanismes dynamiques. L'association de ces deux spectres conduit au bi-spectre vert. Cette utilisation d'un bi-spectre permet de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique des composites à matrice organique sur une large gamme de vitesses, comme le montre la Figure 1.37.

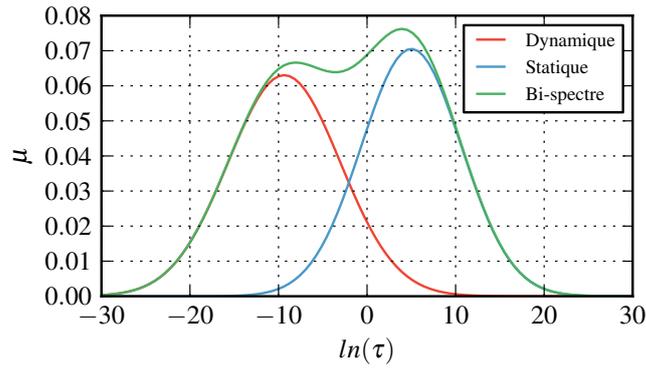


FIGURE 1.36 – Représentation graphique d'un spectre dynamique, d'un spectre statique et d'un bi-spectre gaussien qui est la somme des deux premiers pour le CMO T700GC/M21, tirée des travaux de Berthe et al. [17].

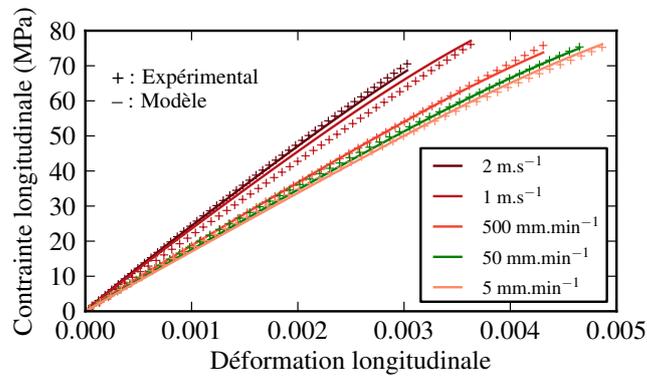


FIGURE 1.37 – Comparaison entre les résultats expérimentaux sur T700GC/M21 et la réponse du modèle avec un bi-spectre gaussien pour des sollicitations dynamiques, tirée des travaux de Berthe [17].

Prise en compte de l'influence de la température sur le comportement viscoélastique

Dans un deuxième temps, la modélisation de la dépendance à la température est considérée. La littérature des composites sur la prise en compte de l'influence de la température dans des modèles de comportement est peu fournie. Une première approche possible serait de considérer l'influence des contraintes résiduelles de cuisson. Une des méthodes utilisée pour cela est de prendre en compte les contraintes résiduelles de cuisson par l'intermédiaire du terme ε^{th} dans la loi de comportement.

$$\underline{\sigma} = \underline{\underline{C}}^0 : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{ve} - \underline{\varepsilon}^{th}) \quad \text{avec} \quad \underline{\varepsilon}^{th} = (T - T_0) \begin{bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (1.21)$$

avec T_0 la température pour laquelle le matériau présente un état de contraintes résiduelles nulles, α_1 la dilatation thermique dans la direction des fibres et α_2 la dilatation thermique dans la direction transverse.

Cependant cette méthode semble insuffisante pour décrire l'évolution du comportement des CMO

avec la température [71]. D'autres auteurs ont abordé cette question [17, 20]. Dans ses travaux, Schieffer [20] proposait un modèle multi-échelle dans lequel les propriétés macroscopiques étaient déterminées à partir de l'échelle microscopique. Ces travaux traitaient des hautes températures. Pour prendre en compte l'influence de la température sur le comportement viscoélastique des CMO, Berthe et al. [17] ont proposé de modifier les temps de relaxation suivant le principe de superposition temps-température, sous forme d'une loi d'Arrhénius :

$$\tau_i(T) = \tau_i(T_{ref}) e^{k\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)} \quad (1.22)$$

L'avantage de la loi d'Arrhénius réside dans le fait que cette loi permet de prendre en compte l'influence de la température avec uniquement un paramètre supplémentaire. Sur la Figure 1.38, le bi-spectre avec prise en compte de la température pour le composite T700GC/M21 à l'aide de la loi d'Arrhénius a été tracé pour le T700GC/M21. Cette prise en compte de la température dans le

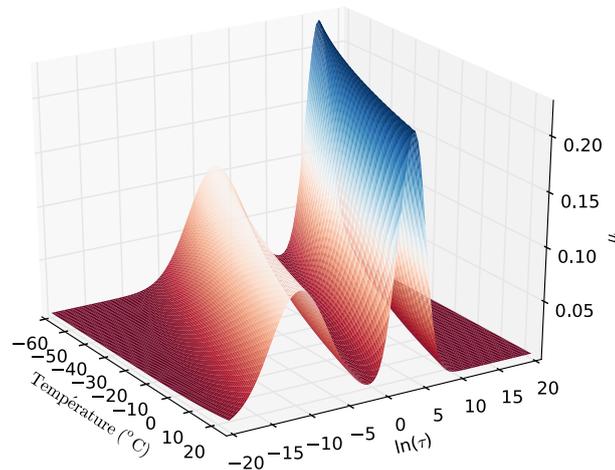


FIGURE 1.38 – Représentation 3D du spectre des mécanismes visqueux pour une valeur arbitraire du paramètre $k = 10000$, d'après les travaux de Berthe [17].

bi-spectre permet de rendre compte de l'influence de la température sur le comportement viscoélastique modélisé par le modèle OPFM.

En conclusion, la loi thermo-viscoélastique bi-spectrale définie dans le modèle permet de décrire l'évolution du comportement linéaire ainsi que l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur ce comportement.

L'étape suivante dans l'approche multiéchelle présentée sur la Figure 1.34, est la définition d'un critère de rupture du pli.

1.3.2.3 Critères de rupture du pli

Les deux modèles étudiés utilisent des critères différents. Dans un premier temps, les critères utilisés dans le modèle OPFM ont été présentés.

1.3.2.3.1 Critères de rupture du modèle OPFM

Pour modéliser l'endommagement, il faut dans un premier temps définir un critère de rupture du pli. De nombreux auteurs ont proposé des critères de rupture [72–74]. Dans le modèle OPFM, il est proposé d'utiliser un critère proche de celui proposé par Sun [65]. Ce critère est défini par les équations suivantes :

$$\begin{cases} f_1^+ = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} \geq 0 \\ f_1^- = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c^f(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} < 0 \\ f_2^+ = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} \geq 0 \\ f_2^- = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} < 0 \end{cases} \quad (1.23)$$

Avec X_t, X_c respectivement les résistances dans la direction des fibres en traction et compression, Y_t, Y_c , les résistances dans la direction transverse aux fibres en traction et en compression et S_c la résistance en cisaillement et S_c^f la résistance en cisaillement pour le mode fibre. Le paramètre p permet de décrire le renforcement du matériau en compression transverse. Le critère tel qu'il est défini dans les travaux de Laurin [11] ne prend pas en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température. À notre connaissance, aucun des critères utilisés dans l'OPFM ne prend en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la rupture du pli. Néanmoins une première prise en compte des effets de températures est proposée par l'intermédiaire de contraintes résiduelles de cuisson.

Dans un deuxième temps, les critères de rupture du pli utilisés dans la version du modèle du LMT de la thèse de Lévêque [10] ont été présentés.

1.3.2.3.2 Critères de rupture du modèle LMT

Le critère de rupture utilisé dans la version du modèle du LMT décrite dans la thèse de Lévêque [10] s'inspire des critères de Hashin [75]. Il peut se décomposer en trois parties. Tout d'abord, la rupture dans le sens fibre est considérée. Cette rupture est considérée comme fragile et est décrite par le critère en contraintes limites suivant :

$$\sigma_{11C}^R < \sigma_{11} < \sigma_{11T}^R \quad (1.24)$$

Avec σ_{11C}^R et σ_{11T}^R les résistances en compression et en traction dans le sens des fibres.

Dans un deuxième temps la rupture de l'interface fibre / matrice est considérée. Deux cas sont distingués. Si cette rupture est fragile alors elle sera activée par un seuil en traction transverse Y_r' . Si cette rupture n'est pas fragile, elle dépendra de la valeur d'une variable d'endommagement d . La dernière rupture identifiée est la rupture par fissuration transverse, ce dernier critère sera recherché sous la forme d'une condition d'instabilité sur le problème en vitesse tel que :

$$\underline{\dot{\sigma}} = \underline{\underline{K}}^{tg} \underline{\dot{\epsilon}} \text{ avec } \underline{\dot{\sigma}} = 0 \quad (1.25)$$

Ce problème dépend de l'opérateur de comportement tangent $\underline{\underline{K}}^{tg}$ qui lui même dépend de l'état du matériau, ainsi que du taux de déformation $\underline{\dot{\epsilon}}$ qui dépend de l'état de l'endommagement du matériau.

Une fois les critères de rupture du pli clairement évalués, il faut définir les lois d'endommagement utilisés dans chacun des deux modèles. Les deux approches utilisées sont clairement différentes. Dans un premier temps, l'approche utilisée dans l'OPFM est présentée.

1.3.2.4 Loi d'endommagement

L'OPFM est un modèle viscoélastique spectrale endommageable. L'approche permettant de modéliser l'endommagement qui est proposée est basée sur la mécanique continue de l'endommagement.

1.3.2.4.1 Approche proposée dans l'OPFM

Le modèle de dégradation utilisé dans l'OPFM est un modèle de dégradation progressive basé sur les modèles d'endommagement développés à l'ONERA [9]. Une fois le pli considéré comme rompu, la souplesse de celui-ci est augmentée comme suit :

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}_0 + d_1 \underline{\underline{H}}_1 + d_2 \underline{\underline{H}}_2 \quad (1.26)$$

Dans cette équation $\underline{\underline{S}}$ correspond à la souplesse du pli dégradé, $\underline{\underline{S}}_0$ la souplesse élastique initiale, d_1 la cinétique de dégradation dans le sens fibre, $\underline{\underline{H}}_1$ le tenseur des effets du dommage dans le sens fibre, d_2 la cinétique de dégradation dans le sens interfibre, $\underline{\underline{H}}_2$ le tenseur des effets du dommage dans le sens interfibre. Les cinétiques de dégradation sont déterminées par les équations (1.27) et (1.28) :

$$d_1 = \alpha * \sup \left(\langle \sqrt{f_1} - 1 \rangle^+ \right) \quad (1.27)$$

$$d_2 = \beta * \sup \left(\langle \sqrt{f_2} - 1 \rangle^+ \right) \quad (1.28)$$

Le paramètre α n'est pas nécessairement évalué, la rupture dans le sens fibre étant considérée comme catastrophique. Les tenseurs des effets du dommage sont évalués à l'aide de la mécanique de la rupture.

Le modèle de dégradation du pli rompu n'est pas écrit dans un cadre thermodynamique standard. Par conséquent il faut vérifier que cette loi respecte les principes de la thermodynamique. Dans leurs travaux, Maire et al. [9] ont montré que le modèle de dégradation du pli rompu vérifiait les inégalités de Clausius-Duhem si les dérivées des variables de dégradation étaient positives, c'est-à-dire $\dot{d}_i \geq 0$, et si les tenseurs des effets étaient définis positifs.

Actuellement, il n'existe pas de prise en compte de l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur le modèle de dégradation du pli dans le modèle OPFM.

La loi d'endommagement utilisée dans le modèle du LMT est différente de celle utilisée dans l'OPFM. Cette loi est présentée dans la section suivante.

1.3.2.4.2 Approche proposée dans le modèle du LMT

Le modèle développé par le LMT est un modèle élasto-plastique endommageable. Le modèle développé au LMT repose sur le mésomodèle d'endommagement développé par Ladevèze et al. [8]. Dans les composites stratifiés trois types de dommage dans le pli sont observables [76] : la microfissuration matricielle parallèlement aux fibres, les décohésions fibres / matrices et les ruptures de fibres. Il a été montré par Hashin et al. [77] que seuls le module de cisaillement et le module transverse étaient affectés par la microfissuration. Par conséquent, deux variables d'endommagement d et d' sont définies :

$$E_2 = E_2^0(1 - d') \quad (1.29)$$

$$G_{12} = G_{12}^0(1 - d) \quad (1.30)$$

Comme pour le modèle OPFM, une hypothèse de contrainte plane est faite. A partir de cette hypothèse, l'énergie de déformation élastique du matériau endommagé est définie par (1.31) :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_{11}^2}{E_1^0} - \frac{2\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_2^0(1 - d')} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_2^0} + \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0(1 - d)} \right] \quad (1.31)$$

Avec $\langle X \rangle_+ = X$ si $X > 0$, sinon $\langle X \rangle_+ = 0$ et $\langle X \rangle_- = X$ si $X < 0$, sinon $\langle X \rangle_- = 0$. Dans l'équation 1.31, d et d' sont des variables d'endommagement supposées constantes dans l'épaisseur du pli au cours de l'essai.

La loi élastique est définie par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \frac{\partial E_D}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (1.32)$$

Les forces thermodynamiques associées à ces variables d'endommagement sont évaluées comme suit :

$$Y_d = \left. \frac{\partial E_d}{\partial d} \right|_{\bar{\sigma}, d'} = \frac{\langle \langle \sigma_{12}^2 \rangle \rangle}{2 * G_{12}^0(1 - d)^2} \quad \text{et} \quad Y_{d'} = \left. \frac{\partial E_d}{\partial d'} \right|_{\bar{\sigma}, d} = \frac{\langle \langle \sigma_{22}^2 \rangle \rangle}{2 * E_2^0(1 - d')^2} \quad (1.33)$$

Avec $\langle \langle \sigma_{12}^2 \rangle \rangle$ la valeur moyenne de la contrainte de cisaillement sur l'épaisseur du pli. Les termes Y_d et $Y_{d'}$ correspondent aux taux de restitution d'endommagement. Les lois d'évolution de l'endommagement d et d' sont les suivantes :

$$d = \frac{\langle \underline{Y} - Y_0 \rangle_+}{Y_c} \quad \text{avec} \quad \underline{Y}(t) = \sup_{\tau \leq t} \left(\sqrt{Y_d(\tau) + bY_{d'}(\tau)} \right) \quad (1.34)$$

$$d' = b'd \quad (1.35)$$

Avec Y_0 le seuil d'initiation de l'endommagement par cisaillement, et Y_c l'énergie critique représentant la résistance à l'endommagement par cisaillement. Les paramètres Y_c et Y_0 sont obtenus à l'aide d'essais de charges / décharges comme ceux précédemment décrits. Pour terminer un modèle de type plastique avec un écrouissage isotrope classique est utilisé. La modélisation du couplage entre l'endommagement et la plasticité est proposée par Ladevèze et al. [8] au travers d'une contrainte effective $\underline{\underline{\tilde{\sigma}}}$:

$$\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{1 - d'} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ \frac{\sigma_{12}}{1 - d} \end{bmatrix} \quad (1.36)$$

Les exemples de prise en compte de l'effet de la vitesse de déformation sur l'endommagement

dans le modèle proposé par le LMT sont très rares. Une des méthodes possibles consiste à introduire un effet retard dans la loi d'évolution de la variable d'endommagement d . Cette méthode est présentée dans le paragraphe suivant.

Introduction de l'effet retard

L'identification de l'effet de la vitesse nécessiterait de réaliser des essais de charges / décharges pour des hautes vitesses, ce qui comme expliqué précédemment pose de nombreux problèmes expérimentaux [45, 47]. Certains mésomodèles proposent néanmoins une loi d'évolution du dommage à effet retard [18, 78] :

$$\dot{d} = \frac{1}{\tau_c} \left(1 - e^{-a \cdot \left\langle \frac{\sqrt{Y} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} - d \right\rangle_+} \right) \quad (1.37)$$

avec Y la force thermodynamique associée à la variable d'endommagement d , a un paramètre matériau qui pilote l'effet retard et τ_c le paramètre qui contrôle le taux d'endommagement maximal. La prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution du dommage s'effectue donc à l'aide de deux paramètres supplémentaires. Cette équation impose que le taux d'évolution du dommage soit borné. Cette méthode de prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation est principalement une méthode de régularisation. Cependant, cet effet retard peut permettre de prendre en compte les effets de vitesses dans le modèle proposé par le LMT [79], comme le montre la Figure 1.39.

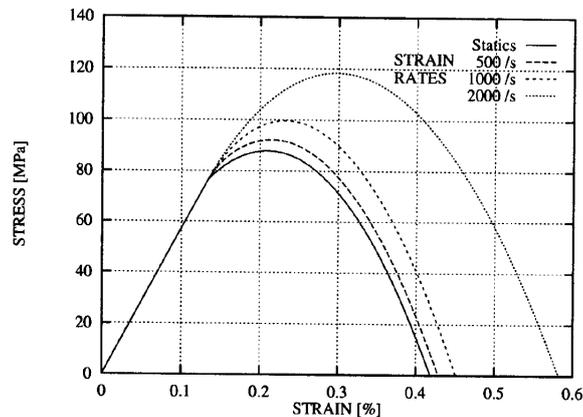


FIGURE 1.39 – Représentation de l'effet retard, tirée des travaux de Allix et al. [18].

Certains travaux portent également sur l'adaptation du modèle du LMT pour prendre en compte l'influence de la température [80]. Cependant le plus souvent ces adaptations reposent sur la prise en compte de contraintes résiduelles de cuisson.

La dernière étape de l'approche multiéchelle présentée sur la Figure 1.34 consiste en la définition de critère de défaillance du stratifié. Les critères utilisés pour chacun des modèles sont présentés dans le paragraphe suivant.

1.3.2.5 Définition de la défaillance du stratifié

Le critère de ruine utilisé dans l'OPFM est le suivant : une rupture dans le sens fibre est considérée comme catastrophique. Dans sa thèse, Laurin [11] propose un critère sur la perte de rigidité macroscopique du stratifié. Il est défini comme suit :

$$\Delta E_s = \frac{t_{\underline{\Sigma}} : \underline{S}_0^{strat} : \underline{\Sigma}}{t_{\underline{\Sigma}} : \underline{\tilde{S}}^{strat} : \underline{\Sigma}} \quad (1.38)$$

Avec $\underline{\tilde{S}}^{strat}$ le tenseur de souplesse du stratifié, \underline{S}_0^{strat} le tenseur de souplesse initiale du stratifié et $\underline{\Sigma}$ la contrainte macroscopique appliquée. Il considère que pour une perte de rigidité de 50%, le stratifié peut-être considéré comme rompu. Actuellement ces critères ne sont pas dépendants de la vitesse ou de la température.

Le critère de ruine du stratifié dans le modèle du LMT est défini à l'aide d'une condition d'instabilité similaire à celle définie dans la section 1.3.2.3.2, avec un opérateur de comportement tangent global cette fois-ci, au sens de la théorie des plaques. Il y a ruine du matériau lorsque la condition d'instabilité est atteinte.

1.3.3 Conclusions

Les mésomodèles disponibles dans la littérature sont nombreux. Ces modèles sont généralement développés et identifiés pour des sollicitations quasi-statiques. Cependant pour décrire le comportement des matériaux soumis à des sollicitations dynamiques et à des effets de températures, ces modèles ne sont pas encore complètement définis. Dans les travaux de thèse présentés, deux modèles ont été particulièrement étudiés, l'OPFM et le modèle du LMT. Actuellement, les essais permettant de trancher sur les mécanismes physiques influençant l'endommagement en fonction de la vitesse et de la température ne sont pas disponibles. Par conséquent, aucun des deux modèles ne sera privilégié pour l'instant.

Pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement non dissipatif de composites stratifiés, Berthe et al. [71] ont proposé un modèle viscoélastique bi-spectral [17]. Le double spectre défini dans ce modèle permet de couvrir une large gamme de vitesses de sollicitation et donc de prédire le comportement élastique d'un CMO sur une large gamme de vitesses et de températures.

En ce qui concerne les modèles d'endommagement, à notre connaissance aucune étude n'a traité l'adaptation de la loi d'évolution du dommage du modèle OPFM pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur celle-ci.

Dans le modèle du LMT la prise en compte de la vitesse sur l'évolution de l'endommagement passe par l'intermédiaire d'un effet retard, soit une méthode de régularisation. Pour ce qui est de la prise en compte de l'influence de la température, cette notion est le plus souvent introduite à l'aide de contraintes résiduelles de cuissons. Peu d'études ont porté sur cette thématique.

Pour terminer, certains critères de rupture du pli développés pour les composites ont été étendus pour prendre en compte l'influence de la vitesse [3, 81]. Cependant les études sur cette dépendance sont encore rares et à notre connaissance aucun critère défini pour les composites permet de prendre en compte à la fois l'influence de la vitesse et de la température. En ce qui concerne le critère de ruine du matériau, aucune étude ne permet de prédire l'influence de la vitesse et de la température sur ce critère.

Chapitre 2

Recherche de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire

L'objectif de ce chapitre est de proposer une méthode de détection de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire du T700GC/M21. La méthode proposée doit être applicable sur une large gamme de vitesses et de températures. Pour répondre à cette problématique, une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement est également proposée. Par la suite, l'influence de la vitesse et de la température sur la transition est étudiée.

Sommaire

2.1	Caractérisation du comportement linéaire	42
2.2	Définition d'une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement . . .	44
2.2.1	Méthode d'évaluation objective du module de cisaillement	44
2.2.2	Application de la méthode d'évaluation du module de cisaillement	49
2.2.3	Analyse des résultats obtenus	52
2.3	Définition de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire . . .	53
2.3.1	Méthode de détection de la transition	53
2.3.2	Application de la méthode de détection au composite le T700GC/M21 . . .	55
2.3.3	Comparaison des résultats obtenus avec la littérature	59
2.3.4	Étude de sensibilité du seuil $d(\%)$	61
2.4	Validation de la méthode de détection de la transition	63
2.4.1	Validation du critère par d'autres méthodes de détection d'endommagement	63
2.4.2	Étude de la dualité du critère	65
2.4.3	Application de la méthode au composite tissé le G939/M18	67
2.5	Conclusions	68

Dans la littérature, le comportement à vitesse de déformation quasi-statique constante des CMO a été largement étudié. Le comportement linéaire des composites stratifiés unidirectionnels carbone / époxy a été étudié ainsi que l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur celui-ci [4]. Un modèle bi-spectral a été proposé pour décrire intégralement ce comportement linéaire [4]. La transition entre les comportements linéaire et non linéaire, quant à elle, n'a pas été clairement définie dans la littérature. De plus, l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur cette transition n'a pas été étudiée. Or, il est important de définir cette transition pour pouvoir modéliser l'intégralité du comportement des CMO ainsi que l'influence de la vitesse et de la température sur celui-ci.

Pour étudier cette transition, il faut tout d'abord caractériser le comportement linéaire du matériau étudié. Ce sera l'objet de la première section de ce chapitre. Dans cette section, les différentes méthodes de caractérisation du comportement linéaire sont étudiées ainsi que leur objectivité. En effet, pour définir la transition, il faut une valeur objective du module d'élasticité afin de ne pas introduire de biais par la suite. Pour répondre à cette problématique, une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement G_{12} est proposée dans la deuxième section de ce chapitre. L'évaluation objective du module de cisaillement permet dans un second temps de proposer une méthode d'évaluation de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire. Cette méthode est présentée dans la troisième section de ce chapitre. Cette méthode est ensuite appliquée à notre matériau d'étude le T700GC/M21. L'influence de la vitesse de déformation et de la température sur cette transition est également étudiée dans cette troisième section. Pour terminer, cette méthode de détection de la transition est validée dans la quatrième section de ce chapitre.

2.1 Caractérisation du comportement linéaire

La caractérisation du comportement linéaire à vitesse de déformation constante a déjà été évoquée dans la section 1.2.1.2 du chapitre 1. Ce comportement peut être caractérisé par le module d'élasticité évalué à l'aide des préconisations des différentes normes. Dans ces travaux de thèse, le comportement en cisaillement est étudié. Les normes considérées permettant d'évaluer le module d'élasticité en cisaillement sont les suivantes : NF EN ISO 14129 :1998 [29], AITM 1-0002 :1998 [36], ASTM D3518/D3518M-94(Reapproved 2001) [37]. Pour des sollicitations dynamiques, il n'existe pas de normes ou de méthodes clairement définies permettant de caractériser et évaluer ce comportement. Le plus souvent, les normes définies pour des vitesses de sollicitation quasi-statique sont réutilisées pour étudier le comportement dynamique. Les trois normes précédemment citées préconisent d'évaluer le module en cisaillement à l'aide d'une méthode d'évaluation de corde entre deux valeurs limites de déformation. Pour la norme AITM 1-0002 :1998 [36] la corde est évaluée entre les limites $\epsilon_1 = 0.05\%$ et $\epsilon_2 = 0.25\%$. Cette méthode est illustrée sur la Figure 2.1 pour deux essais de traction uniaxiale sur un stratifié de T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à 20°C et 1.10^{-4}s^{-1} et à 50s^{-1} [4]. La méthode est illustrée par les traits rouges. Sur cette Figure 2.1, l'intervalle de déformation utilisé pour évaluer la corde est représenté par les deux traits verticaux rouges. L'intervalle correspondant en contrainte est différent pour les deux essais. En effet, pour l'essai à 10^{-4}s^{-1} l'intervalle est $\sigma_{12} = [4.5\text{MPa}; 21\text{MPa}]$ alors que pour l'essai à 50s^{-1} l'intervalle est $\sigma_{12} = [6.6\text{MPa}; 33\text{MPa}]$.

Pour la norme NF EN ISO 14129 :1998 [29], le module est obtenu à l'aide d'une corde évaluée entre les limites $\epsilon_1 = 0.05\%$ et $\epsilon_2 = 0.25\%$, soit les mêmes limites que celles préconisées par la norme

AITM 1-0002 :1998.

La troisième norme, ASTM D3518/D3518M-94 [37] préconise d'évaluer le module à l'aide d'une corde évaluée sur un intervalle de déformation de 0.4% dont la limite inférieure de déformation est comprise entre 0.15% et 0.25%. Cette méthode est illustrée sur la Figure 2.1 pour deux essais de traction uniaxiaux sur un stratifié de T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à 20°C et $1.10^{-4}s^{-1}$ et à $50s^{-1}$ [4] pour les deux cas extrêmes, c'est-à-dire pour une corde évaluée entre $\epsilon_{12} = 0.15\%$ et $\epsilon_{12} = 0.55\%$ (cas 1) et pour une corde évaluée entre $\epsilon = 0.25\%$ et $\epsilon = 0.65\%$ (cas 2). Le cas 1 est représenté sur cette Figure par les traits discontinus bleus et le cas 2 est représenté par les traits discontinus verts. Les intervalles en contrainte correspondant au cas 1 sont $\sigma_{12} = [12.7 \text{ MPa}; 38 \text{ MPa}]$ pour l'essai à $1.10^{-4}s^{-1}$ et $\sigma_{12} = [20.1 \text{ MPa}; 69 \text{ MPa}]$ pour l'essai à $50s^{-1}$. Les intervalles en contrainte correspondants au cas 2 sont $\sigma_{12} = [21.0 \text{ MPa}; 41.8 \text{ MPa}]$ pour l'essai à $1.10^{-4}s^{-1}$ et $\sigma_{12} = [33 \text{ MPa}; 79 \text{ MPa}]$ pour l'essai à $50s^{-1}$.

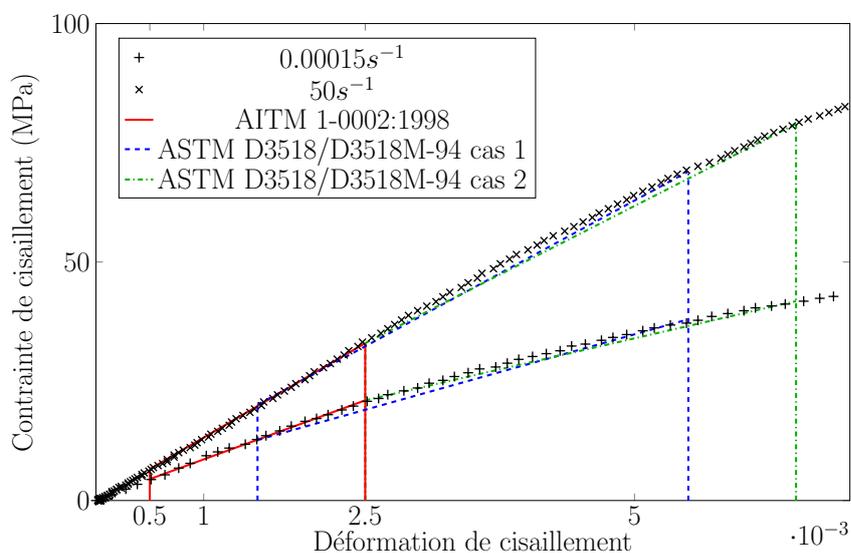


FIGURE 2.1 – Comparaison entre les normes utilisées pour l'évaluation du module G_{12} pour un essai de traction uniaxiale sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à 20°C.

Ces trois normes sont faciles à mettre en œuvre et nécessitent uniquement des calculs simples. Cependant, comme le montre la Figure 2.1, le module obtenu dépend de l'intervalle choisi. Les intervalles de contrainte correspondant aux intervalles de déformations définis par les normes sont très différents suivant la vitesse de sollicitation étudiée, notamment en ce qui concerne la borne supérieure. Cependant, dans sa thèse Huchette [19] a constaté l'apparition d'occurrences acoustiques pour un niveau de contrainte longitudinale de 60 MPa pour un essai quasi-statique réalisé sur un stratifié $[(\pm 45^\circ)_2]_s$. La borne de contrainte supérieure pour l'essai à $50s^{-1}$ est supérieure au niveau de contrainte pour lequel Huchette observa des occurrences acoustiques. Cependant, la dépendance de l'apparition des premiers évènements acoustiques à la vitesse de déformation n'a pas encore été étudiée, ainsi aucune conclusion ne peut être faite sur la présence d'endommagement pour l'essai à $50s^{-1}$ pour ce niveau de contrainte. Cependant, dans ses travaux Berthe [4] a montré que l'utilisation de l'intervalle de contrainte utilisé pour l'évaluation du module pour un essai à 5 mm/min $\sigma_l = [9.2 \text{ MPa}; 46 \text{ MPa}]$ pour évaluer le module de cisaillement d'un essai à $50s^{-1}$ amenait à un module moyen supérieur de 2% par rapport aux préconisations de la norme [36]. Ces résultats montrent que l'utilisation des normes quasi-statique pour l'étude des propriétés

mécaniques en dynamique ne semble pas adaptée, les différentes normes donnant des résultats différents. Par exemple, si le cas des essais réalisés à température ambiante et à $50s^{-1}$ est considéré, le module obtenu par les préconisations de la norme ASTM 1-0002 :1998 est de $6621\pm 3.8\%$ MPa. Pour la norme ASTM D3518/D3518M-94 cas 1 le module obtenu est de $5992\pm 3.9\%$ MPa et pour le cas 2 de $5479\pm 4.0\%$ MPa. Suivant la norme utilisée, la valeur du module obtenue peut varier de 20%.

De plus, la méthode des cordes est sensible au bruit local. En effet, la borne de déformation permettant d'évaluer la corde pour obtenir le module peut correspondre à un minimum ou maximum local. La valeur obtenue pourrait donc être faussée par cette borne et ne pas décrire le comportement linéaire de façon univoque. La méthode des cordes ne semble donc pas appropriée pour évaluer le module de cisaillement de manière objective.

Actuellement en dynamique, il n'existe pas de méthode clairement définie permettant d'évaluer le module de cisaillement à la fois pour des vitesses de sollicitation quasi-statique et dynamique ainsi que pour des hautes et basses températures. Par conséquent, une nouvelle méthode d'évaluation du module d'élasticité basée uniquement sur l'étude des données brutes expérimentales a été proposée.

2.2 Définition d'une méthode d'évaluation objective du module de cisaillement

2.2.1 Méthode d'évaluation objective du module de cisaillement

Pour définir cette nouvelle méthode, une campagne d'essais réalisée sur le stratifié T700GC / M21 [$\pm 45^\circ$]_s a été utilisée. Cette campagne a été réalisée lors des travaux de la thèse de Berthe [4, 71].

Les essais ont été réalisés sur un stratifié [$\pm 45^\circ$]_s composé de résine époxy M21 et de fibres de carbone T700GC. Les plaques ont été obtenues en presse à l'aide d'un cycle de cuisson contrôlé. Les essais ont été réalisés pour trois températures : température ambiante, -40°C et -100°C .

À température ambiante, six vitesses de déformation, comprises entre $1.10^{-4}s^{-1}$ et $50s^{-1}$ ont été testées. Pour les basses températures trois vitesses de déformation, comprises entre $3.10^{-3}s^{-1}$ et $4s^{-1}$ ont été testées. L'ensemble des essais a été réalisé sur un vérin hydraulique Schenck avec une cellule piézoélectrique de $\pm 200\text{kN}$, exceptés les essais à $1.10^{-4}s^{-1}$ qui ont été réalisés sur un vérin électromécanique INSTRON 5887 avec une capacité maximum de 300kN .

Les éprouvettes utilisées à température ambiante sont de forme rectangulaire de longueur 130 mm, de largeur 15 mm et d'épaisseur 1.08 mm. Les dimensions de ces éprouvettes ont été déterminées et validées dans les travaux de Berthe [4]. Le montage expérimental des essais à température ambiante est représenté sur la Figure 2.2.

Pour les essais à basses températures, une enceinte thermique a été développée par Berthe [4]. Dans cette enceinte, la température est contrôlée par vaporisation d'azote liquide. Les matériaux utilisés pour fabriquer cette enceinte se dégradent à hautes températures. Par conséquent, des essais à hautes températures n'ont pas pu être réalisés. Les éprouvettes utilisées pour réaliser ces essais à basses températures sont, pour des raisons expérimentales, de formes haltères. En effet, la cellule utilisée lors de ces essais est une cellule piézoélectrique, par conséquent elle doit se situer à l'extérieur de l'enceinte thermique pour éviter les artéfacts dûs aux variations de température. A

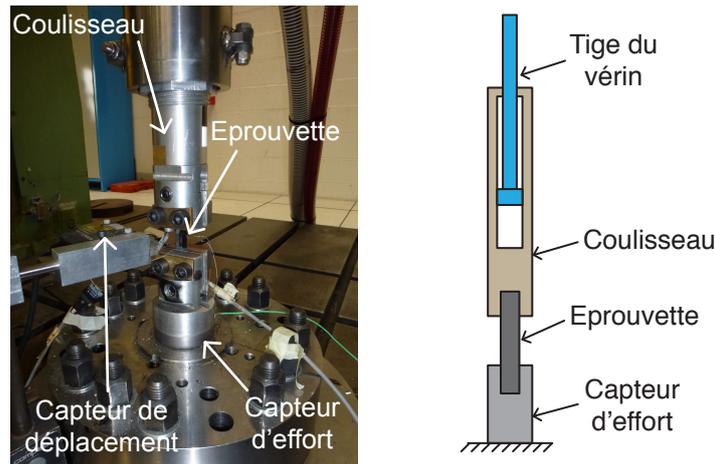


FIGURE 2.2 – Montage expérimental utilisé pour réaliser les essais dynamiques (à gauche) et schéma de principe de la traction dynamique (à droite), tiré des travaux de Berthe [4].

cause du froid, la partie de l'éprouvette située à l'intérieur de l'enceinte thermique est plus rigide que celle située à l'extérieur. Par conséquent, une éprouvette type haltère est utilisée pour s'assurer que la contrainte et la déformation maximale mesurées soient localisées à l'intérieur de l'enceinte thermique. Les dimensions et formes de ces éprouvettes ont été validées par Berthe *et al.* [63] en s'assurant qu'elles donnaient des propriétés mécaniques similaires aux éprouvettes rectangulaires utilisées à température ambiante. Le montage expérimental des essais à basses températures est représenté sur la Figure 2.3.

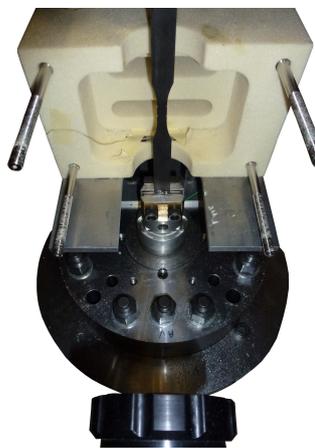


FIGURE 2.3 – Montage expérimental utilisé pour réaliser les essais dynamiques à basses températures, tiré des travaux de Berthe [4].

Deux jauges de déformations ont été collées sur les faces opposées de l'éprouvette. Une jauge permet de mesurer les déformations longitudinales et l'autre permet de mesurer les déformations transversales. Pour les essais à température ambiante, les jauges utilisées sont des TML YFLA-2 et pour les essais à basses températures se sont des jauges CFLA-3-350-11. Ces jauges peuvent être utilisées jusque -196°C . Les jauges ont été montées en quart de pont. Les signaux ont été enregistrés avec un système d'acquisition à 1MHz. Les courbes contrainte / déformation à température ambiante ont déjà été présentées dans la section 1.2.2 et sont reprises sur la Figure 2.4.

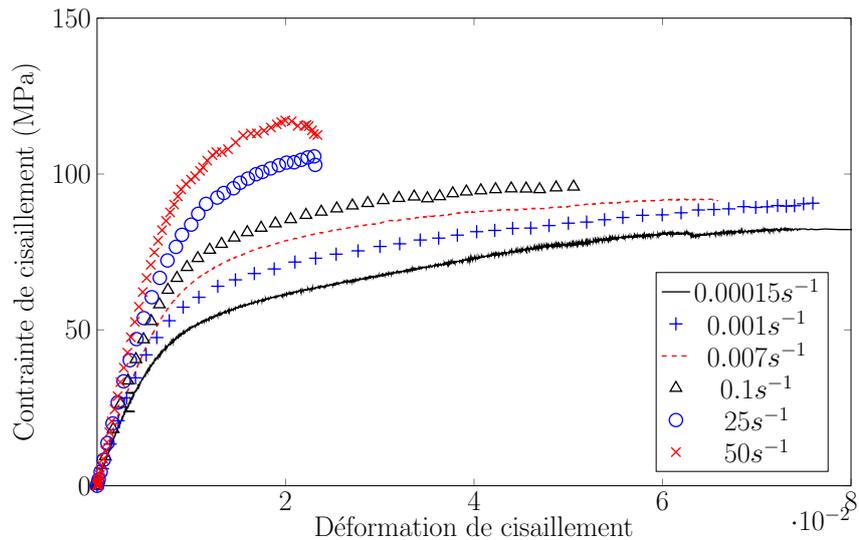


FIGURE 2.4 – Courbes contrainte / déformation de cisaillement pour le matériau T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à 20°C pour six vitesses de déformation, d’après les travaux de Berthe *et al.* [4].

Sur la Figure 2.5, les courbes contrainte / déformation obtenues à -40°C et à -100°C ont été tracées. Ces résultats ont déjà été évoqués dans la section 1.2.3. Une remarque peut cependant être ajoutée. Sur la Figure 2.5, les courbes contrainte / déformation obtenues à -40°C , 4.2s^{-1} et à

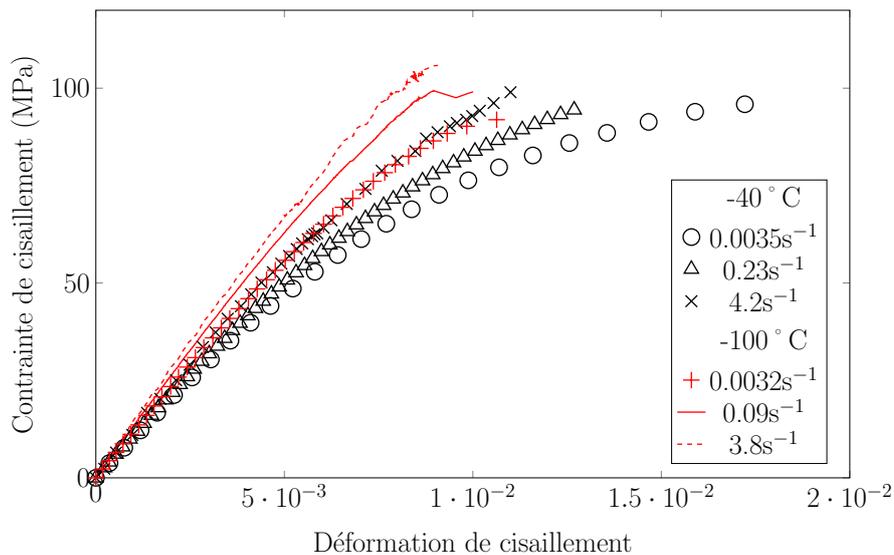


FIGURE 2.5 – Courbes contrainte / déformation de cisaillement pour le matériau T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ à -40°C et à -100°C , d’après les travaux de Berthe *et al.* [4, 63].

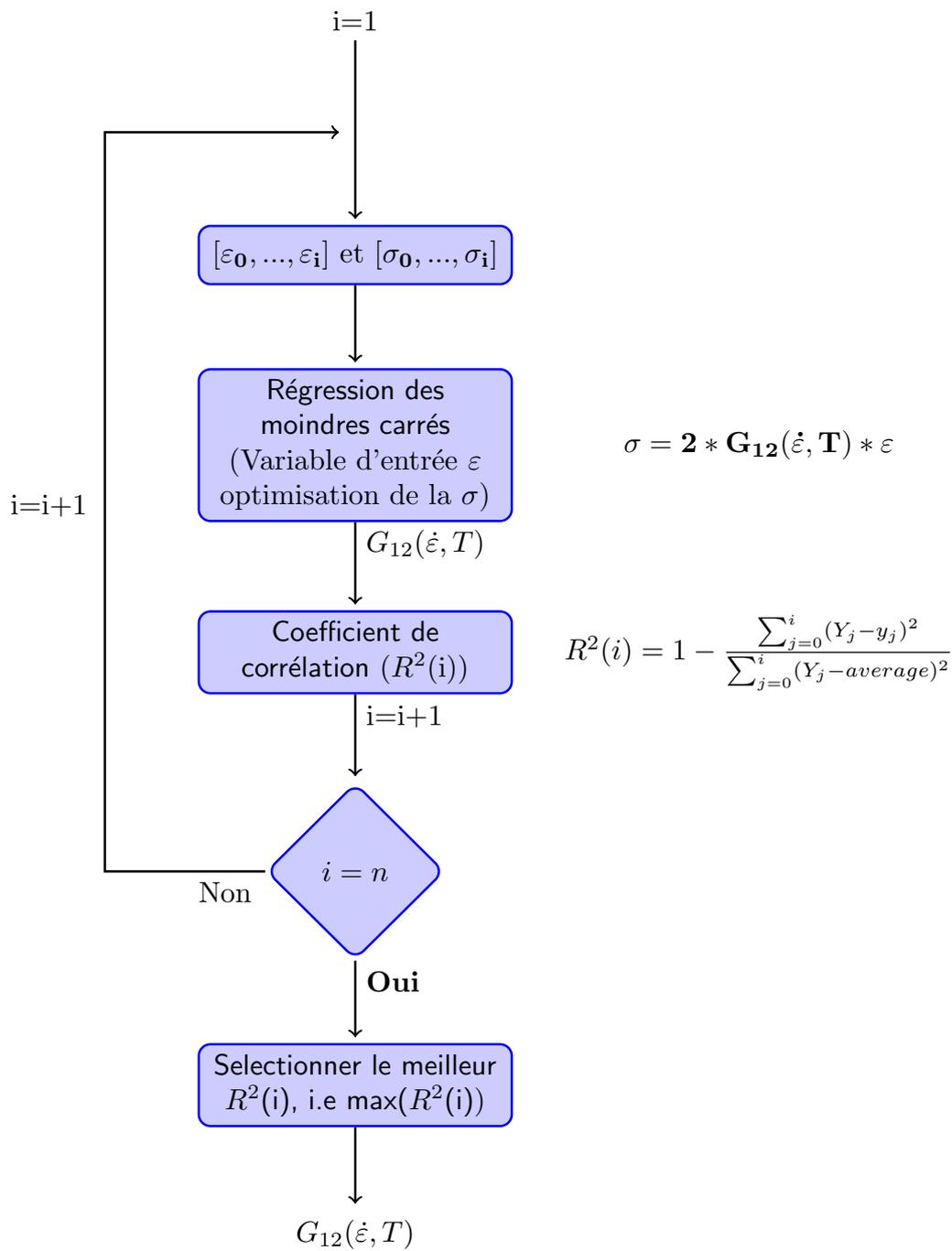
-100°C , 0.0032s^{-1} semblent se superposer.

Dans leurs travaux, Berthe *et al.* [4, 63, 71] ont obtenu les modules d’élasticité de l’ensemble des essais en utilisant les préconisations de la norme quasi-statique [36]. Ces résultats serviront par la suite de comparaison.

L’objectif des travaux présentés dans cette section est de définir une méthode d’évaluation du module de cisaillement pouvant être appliquée quelque soit la vitesse de sollicitation ou la température de l’essai, en utilisant uniquement les données expérimentales brutes. Cette méthode a

été proposée à partir de l'analyse des essais réalisés lors de la campagne d'essais précédemment citée et est présentée sur la Figure 2.6.

La méthode proposée permet de calculer un module à l'origine. Par la suite, il sera considéré que le comportement n'est plus élastique lorsque le comportement du matériau s'éloigne de la loi de Hooke, évaluée à l'aide du module calculé. Dans cette méthode, il est proposé d'évaluer par des régressions linéaires successives au sens des moindres carrés le meilleur intervalle $[\sigma]$ et $[\varepsilon]$ pour l'évaluation du module de cisaillement G_{12} . Une première régression est calculée à l'aide des premiers points expérimentaux. Ensuite d'autres régressions linéaires sont calculées en ajoutant le point expérimental qui suit jusqu'à ce que tous les points expérimentaux soient considérés. Pour chaque régression, le coefficient de corrélation correspondant est calculé. La régression linéaire qui possède le coefficient de corrélation le plus élevé est retenue. La pente de cette régression linéaire correspond au module d'élasticité.



variables

- ε_0, σ_0 : Déformation et contrainte initiales
- i : Index d'incrémentation
- G_{12} : Module de cisaillement
- n : Nombre de points expérimentaux
- Y_j : Valeurs de contraintes expérimentales
- y_j : Valeurs des contraintes évaluées par régression
- average*: Moyenne des contraintes expérimentales

FIGURE 2.6 – Schéma de la méthode d'évaluation du module d'élasticité proposée.

2.2.2 Application de la méthode d'évaluation du module de cisaillement

La méthode proposée a été appliquée à tous les essais réalisés sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ précédemment décrits. Trois cas différents sont observés.

Le premier cas peut être illustré par l'analyse des essais à $1.10^{-3} s^{-1}$. Les courbes d'évolution du coefficient de corrélation R^2 en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisé pour évaluer la régression linéaire sont tracées sur la Figure 2.7. L'évolution du coefficient de corrélation avec la contrainte maximale est parabolique. Cette Figure représente le cas classique décrit par le schéma de la Figure 2.6. En effet, un maximum unique du coefficient de corrélation est obtenu pour chaque essai. Ce maximum est représenté par les traits horizontaux, bleu pour l'essai 1, noir pour l'essai 2 et rouge pour l'essai 3. Pour ces essais, le module correspond à la pente de la régression linéaire correspondant à ces coefficients de corrélation maximums. Il est important de noter que la valeur maximale du coefficient de corrélation est différente pour chaque essai.

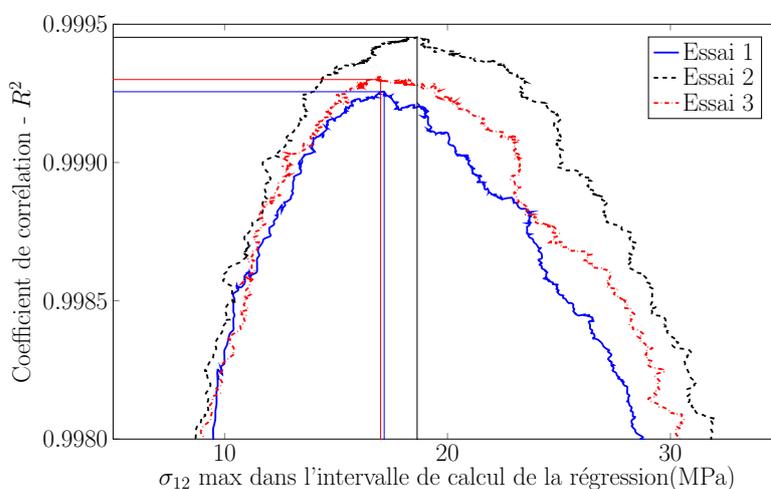


FIGURE 2.7 – Évolution des coefficients de corrélation obtenus avec la méthode d'évaluation du module G_{12} proposée en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisé pour évaluer la régression linéaire pour les essais à $1.10^{-3} s^{-1}$ à $20^\circ C$ pour le T700GC/M21.

Le deuxième cas peut être illustré par l'analyse des essais réalisés à $0.1 s^{-1}$. La courbe d'évolution du coefficient de corrélation R^2 en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisée pour évaluer la régression linéaire pour un essai à $0.1 s^{-1}$ est tracée sur la Figure 2.8. L'évolution du coefficient de corrélation est également parabolique. Cependant, sur cette Figure la valeur maximale du coefficient de corrélation est atteinte quatre fois : à 20MPa, 23.8MPa, 24,4MPa et 26MPa. Les modules correspondant sont de 5640 MPa, 5290 MPa et 5285 MPa. En théorie, quatre modules différents sont donc obtenus. Pour obtenir un module unique pour cet essai, il a été choisi de calculer la moyenne des quatre modules précédemment évalués.

Pour illustrer le troisième cas, les courbes d'évolution des coefficients de corrélation R^2 en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisée pour évaluer la régression linéaire pour les essais à $50 s^{-1}$ sont utilisées. Ces courbes sont tracées sur la Figure 2.9. Sur cette Figure, l'évolution du coefficient de corrélation est également parabolique, cependant ces courbes présentent un plateau pour la valeur maximale du coefficient de corrélation. Pour ce cas, le module obtenu correspond à la moyenne des modules évalués correspondant à ce plateau, schématisés par le rectangle noir pour l'essai 2 et par le rectangle rouge pour l'essai 3. À titre d'exemple, pour l'essai 2 les

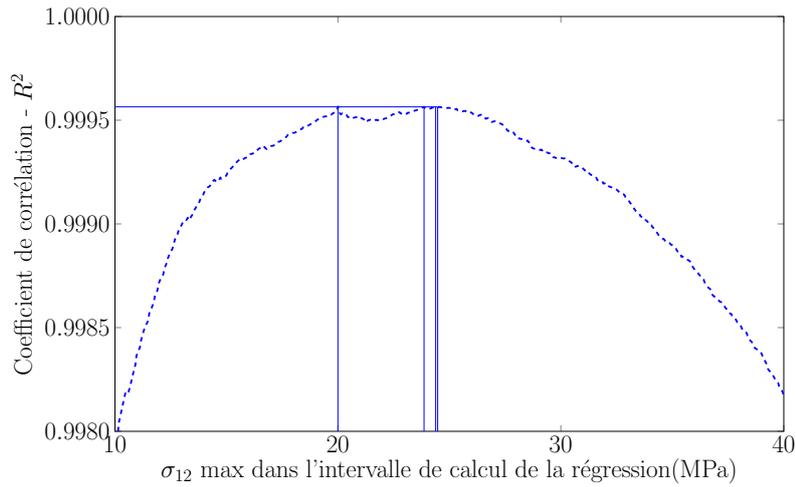


FIGURE 2.8 – Évolution du coefficient de corrélation obtenu avec la méthode d'évaluation du module G_{12} proposée en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisé pour évaluer la régression linéaire pour un essai à $0.1s^{-1}$ à $20^{\circ}C$ pour le T700GC/M21.

modules obtenus sur le plateau varient d'environ 2%.

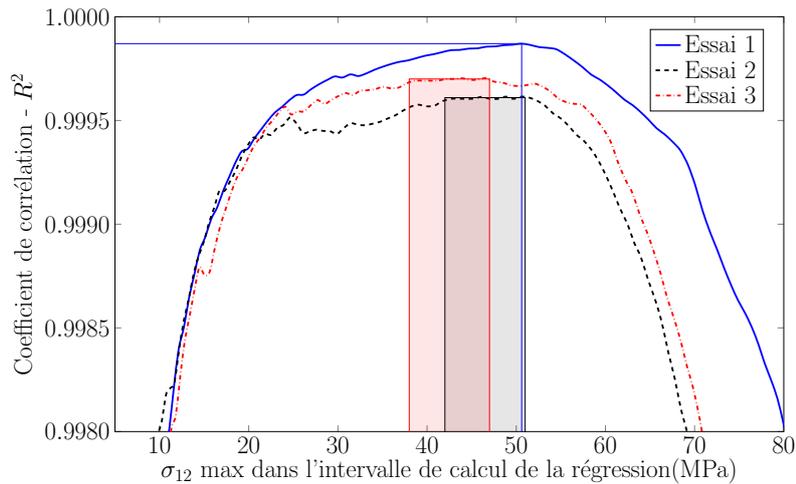


FIGURE 2.9 – Évolution des coefficients de corrélation obtenus avec la méthode d'évaluation du module G_{12} proposée en fonction de la contrainte maximale de l'intervalle utilisé pour évaluer la régression linéaire pour les essais à $50s^{-1}$ et à $20^{\circ}C$ pour le T700GC/M21.

Les modules obtenus par la méthode proposée et par la norme AITM 1-0002 :1998 [36] pour les essais à différentes vitesses de déformation et à différentes températures sont comparés dans le tableau 2.1 ainsi que les intervalles utilisés pour l'évaluation du module.

T(°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	G ₁₂ (MPa) norme	Intervalle norme en σ_{12} (MPa)	G ₁₂ (MPa) régression	Intervalle régression σ_{12} (MPa)	Intervalle régression ϵ_{12}
20	1.10 ⁻⁴	4165±3.0%	[5;21]	4307±1.0%	[5;17]	[5,0.10 ⁻⁴ ;1,9.10 ⁻³]
	1.10 ⁻³	4565±2.1%	[5;24]	4791±1.6%	[5;17]	[5,1.10 ⁻⁴ ;1,8.10 ⁻³]
	7.10 ⁻³	4786±1.2%	[5;24]	4955±0.6%	[5;21]	[4,9.10 ⁻⁴ ;2,0.10 ⁻³]
	0.1	5089±3.9%	[5;26]	5181±2.4%	[6;23]	[6,0.10 ⁻⁴ ;2,2.10 ⁻³]
	25	6073±3.8%	[6;30]	6170±1.8%	[6;26]	[5,0.10 ⁻⁴ ;2,0.10 ⁻³]
50	6621±3.8%	[7;35]	6532±2.1%	[7;44]	[5,0.10 ⁻⁴ ;2,9.10 ⁻³]	
-40	3.5.10 ⁻³	5018±1.3%	[5;25]	5126±1.1%	[5;23]	[5,0.10 ⁻⁴ ;2,2.10 ⁻³]
	0.23	5369±0.6%	[6;27]	5340±0.2%	[6;29]	[5,0.10 ⁻⁴ ;2,7.10 ⁻³]
	4.2	5881±5.8%	[5;30]	5835±4.1%	[5;36]	[4,0.10 ⁻⁴ ;3,0.10 ⁻³]
-100	3.2.10 ⁻³	5860±3%	[6;31]	5948±2.5%	[5;26]	[4,0.10 ⁻⁴ ;2,2.10 ⁻³]
	0.09	6473±2.4%	[6;31]	6483±2.0%	[6;30]	[5,0.10 ⁻⁴ ;2,4.10 ⁻⁴]
	3.8	6895±1.1%	[7;35]	6810±0.9%	[6;42]	[4,0.10 ⁻⁴ ;3,1.10 ⁻³]

TABLEAU 2.1 – Comparaison entre les modules G₁₂ ainsi que les intervalles d'évaluation des modules obtenus par la norme AITM 1-0002:1998 lors de la thèse de Berthe [4] et par la méthode précédemment proposée pour le T700GC/M21.

2.2.3 Analyse des résultats obtenus

Les modules obtenus par la méthode proposée ont une dispersion inférieure à ceux obtenus à l'aide des préconisations de la norme. Ces dispersions varient entre 0.6% et 2.5% alors que celles de la norme varient entre 0.6% et 5.8%. La méthode proposée semble donc plus robuste que la norme. En outre, les modules obtenus par la méthode proposée sont majoritairement supérieurs à ceux obtenus par la norme. Cette tendance peut s'expliquer par les raisons évoquées dans le paragraphe 2.1. En effet, dans les normes les intervalles de déformations étaient fixés quelque soit la vitesse. Par conséquent, dans cet intervalle le comportement non linéaire pouvait être présent suivant les conditions d'essais, car le comportement est dépendant de la vitesse de sollicitation et de la température, ce qui diminuerait le module obtenu. La méthode proposée n'impose pas d'intervalle pour évaluer le module, elle l'évalue lors de l'analyse de l'essai. Les intervalles d'évaluation du module obtenus par la méthode proposée sont majoritairement inférieurs à ceux de la norme.

Les modules obtenus par la méthode proposée pour les essais à $50s^{-1}$ et à $20^{\circ}C$, à $4.2s^{-1}$ et à $-40^{\circ}C$, et à $3.8s^{-1}$ et à $-100^{\circ}C$ sont inférieurs à ceux obtenus par la norme. Pour ces trois modules, les intervalles d'évaluation du module obtenus par la méthode proposée sont supérieurs à ceux de la norme.

Pour terminer, les normes préconisent un calcul de corde, ce qui n'est pas forcément représentatif de la majorité des points expérimentaux.

La méthode proposée dans cette section permet d'identifier de manière objective le module d'élasticité en cisaillement G_{12} pour chaque vitesse de déformation et température étudiée. Cette méthode semble plus robuste, dans le cadre d'une utilisation pour diverses vitesses de sollicitation et températures, que les méthodes proposées dans les normes quasi-statique. Elle permet ainsi de caractériser le comportement linéaire du matériau étudié en utilisant uniquement les données expérimentales brutes. Comme évoqué précédemment, le comportement en cisaillement des composites à matrice organique peut être décrit en deux étapes : un premier comportement linéaire, caractérisé par le module d'élasticité, et un second comportement non linéaire s'achevant par la ruine du matériau. Par la suite, il est donc important de définir clairement la valeur de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire afin de pouvoir dans un second temps modéliser l'ensemble du comportement des composites à matrice organique.

Une méthode similaire à celle utilisée pour l'évaluation du module ne peut pas être directement appliquée pour évaluer la transition entre les comportements linéaire et non linéaire. En effet, comme cela a été évoqué dans la section 2.2.2, il est difficile d'obtenir une valeur maximale unique du coefficient de corrélation et donc une valeur maximale unique qui correspondrait à la transition entre les comportements linéaire et non linéaire. De plus, il est important de noter que la valeur maximale du coefficient de corrélation est différente pour chaque essai. Il est donc difficile de choisir une valeur limite commune à toutes les vitesses de déformation et toutes les températures permettant de définir les valeurs de transition entre les comportements linéaire et non linéaire.

Par conséquent, un critère unique ne peut être défini en se basant sur l'étude des coefficients de corrélation pour obtenir directement la valeur de la transition entre les comportement linéaire et non linéaire. Une méthode différente a donc été proposée dans la suite de ces travaux.

2.3 Définition de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire

La méthode qui est proposée dans ces travaux permet de déterminer une transition en termes de contrainte et en termes de déformation. Dans un premier temps, la méthode permettant de déterminer la contrainte de transition est présentée.

2.3.1 Méthode de détection de la transition

2.3.1.1 Critère en contrainte

Pour évaluer la transition entre les comportements linéaire et non linéaire une méthode basée sur la quantification de l'écart à la linéarité par rapport à une référence a été proposée. Le comportement de référence est considéré comme étant linéaire élastique. Par conséquent, l'hypothèse de la loi d'Hooke est faite. Il est finalement proposé de mesurer l'écart à la linéarité en comparant les contraintes obtenues expérimentalement $\sigma_{exp\ shear}$, à celles reconstruites à l'aide de la loi de Hooke. Les contraintes théoriques $\sigma_{theor\ shear}$ sont calculées à partir des déformations expérimentales $\varepsilon_{exp\ shear}$, à l'aide de l'équation suivante :

$$\sigma_{theor\ shear} = 2 * G_{12}(\dot{\varepsilon}, T) * \varepsilon_{exp\ shear} \quad (2.1)$$

Avec G_{12} le module de cisaillement défini dans la loi de Hooke et évalué pour chaque essai à l'aide de la méthode objective et robuste précédemment décrite.

Pour quantifier l'écart par rapport à la loi de Hooke, il est proposé dans un second temps d'évaluer l'écart entre les deux contraintes comme décrit par l'équation 2.2 :

$$d_1 = \frac{|\sigma_{exp\ shear} - \sigma_{theor\ shear}|}{\sigma_{exp\ shear}} \quad (2.2)$$

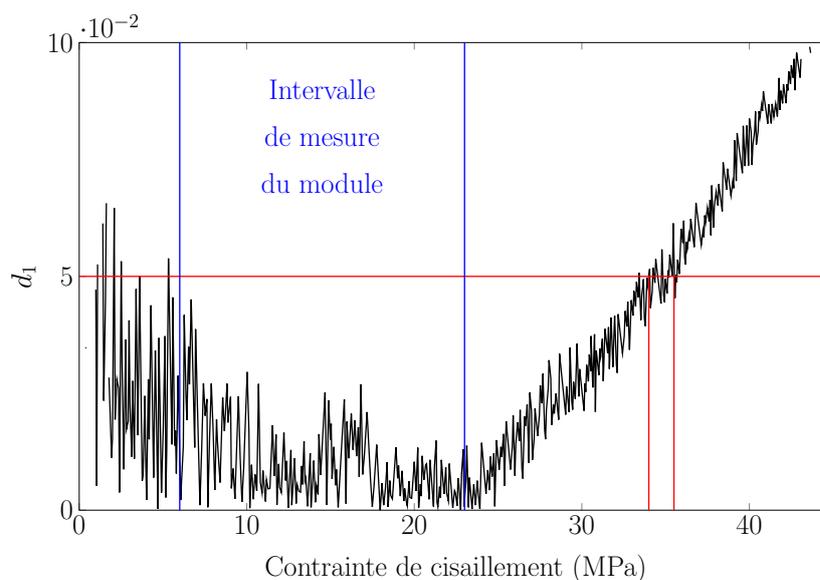


FIGURE 2.10 – Évolution de l'écart d_1 avec la contrainte de cisaillement à 20°C et 0.1s^{-1} pour le T700GC/M21.

La Figure 2.10 présente les résultats obtenus pour l'écart d_1 en fonction de la contrainte de cisaillement mesurée pour un essai. L'intervalle d'évaluation du module déterminé par la méthode présentée dans la section 2.2 est également représenté sur cette Figure par les deux lignes verticales bleues. Sur cette Figure, trois domaines différents peuvent être distingués. Le premier domaine se situe entre 0 Mpa et 10 Mpa. Dans ce domaine l'écart obtenu est fortement bruité. Ceci est dû aux faibles niveaux de déformation mesurés relativement au bruit de mesure. Le deuxième domaine se situe entre 10 MPa et 25 MPa, l'écart d_1 diminue progressivement avec l'augmentation de la déformation. Le troisième et dernier domaine se situe après 25 MPa, l'écart évalué augmente de façon quasi-monotone. Dans ce domaine, on peut supposer que cet écart d_1 n'évolue plus de manière aléatoire mais que son évolution est dirigée par un phénomène physique.

Le point d'inflexion présent sur cette Figure correspondrait ainsi à la transition entre les comportements linéaire et non linéaire. Cependant, il est difficile de le déterminer avec précision. Pour s'affranchir de cette difficulté il est proposé dans ces travaux de choisir comme transition le point pour lequel l'écart d_1 est supérieur à 5%. Cette valeur de 5% est choisie arbitrairement. Elle correspond au niveau de bruit maximal observé lors du traitement de l'ensemble des essais. Le comportement du matériau est donc considéré comme linéaire tant que $d < 5\%$. Sur la Figure 2.10, cette limite est représentée par la ligne horizontale rouge. Cette méthode permet de prendre en compte l'incertitude sur la mesure de la contrainte ou de la déformation définissant la transition suivant si le premier point pour lequel $d > 5\%$ est considéré ou si le dernier point pour lequel $d < 5\%$ est considéré. Cette incertitude est représentée sur la Figure 2.10 par les deux lignes rouges verticales. Par la suite la contrainte correspondant à la transition sera nommée $\sigma_{d_{5\%}}$.

Une méthode identique peut être utilisée pour déterminer la transition en déformation. Elle est présentée dans le paragraphe suivant.

2.3.1.2 Critère en déformation

Pour évaluer la déformation de transition, il est proposé de mesurer l'écart à la linéarité en comparant les déformations obtenues expérimentalement $\epsilon_{exp\ shear}$ à celles reconstruites à l'aide de la loi de Hooke. Les déformations théoriques $\epsilon_{theor\ shear}$ sont calculées à l'aide des contraintes expérimentales $\sigma_{exp\ shear}$ comme suit :

$$\epsilon_{theor\ shear} = \frac{\sigma_{exp\ shear}}{2 * G_{12}(\dot{\epsilon}, T)} \quad (2.3)$$

Avec G_{12} le module de cisaillement défini dans la loi de Hooke et évalué pour chaque essai à l'aide de la méthode précise et robuste précédemment décrite dans ces travaux.

Pour quantifier l'écart par rapport à la loi de Hooke, il est proposé cette fois d'évaluer l'écart entre les deux déformations, comme décrit dans l'équation 2.4 :

$$d_2 = \frac{|\epsilon_{exp\ shear} - \epsilon_{theor\ shear}|}{\epsilon_{exp\ shear}} \quad (2.4)$$

Sur la Figure 2.11, l'écart d_2 est tracé en fonction de la déformation de cisaillement. L'intervalle d'évaluation du module déterminé par la méthode présentée dans la section 2.2 est également représenté sur cette Figure par les deux lignes verticales bleues.

Comme précédemment, trois domaines différents sont observables. Le premier domaine fortement bruité se situe entre 1.10^{-4} et 1.10^{-3} . Le deuxième domaine se situe entre 1.10^{-3} et $2.2.10^{-3}$, le bruit diminue progressivement avec l'augmentation de la déformation. Après $2.2.10^{-3}$ l'écart d_2

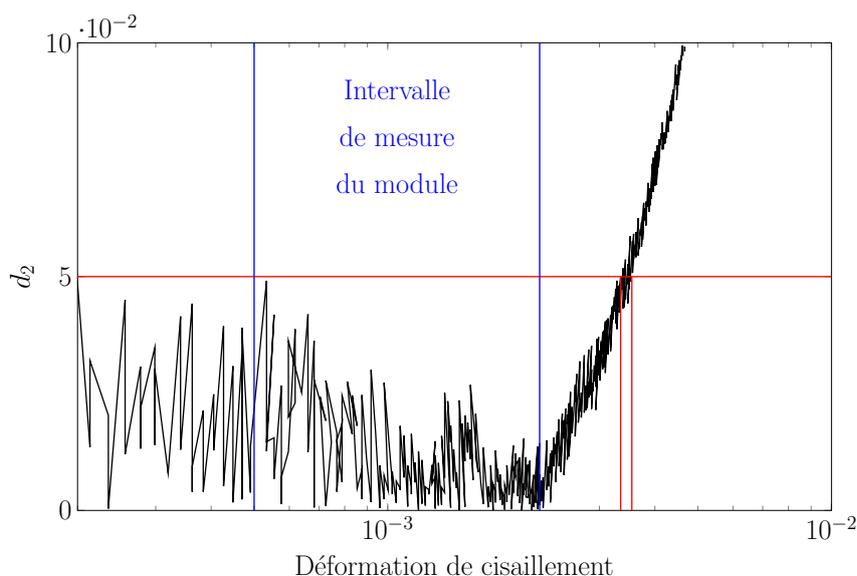


FIGURE 2.11 – Évolution de l'écart d_2 avec la déformation de cisaillement à 20°C et 0.1s^{-1} pour le T700GC/M21.

n'évolue plus de manière aléatoire et augmente de façon quasi-monotone.

Le même raisonnement que celui décrit pour la méthode en contrainte peut s'appliquer. Par conséquent, le comportement du matériau est considéré comme linéaire tant que $d < 5\%$. Sur la Figure 2.11, cette limite est représentée par la ligne horizontale rouge. Cette méthode permet de prendre en compte l'incertitude sur la mesure de la contrainte ou de la déformation définissant la transition suivant si le premier point pour lequel $d > 5\%$ est considéré ou si le dernier point pour lequel $d < 5\%$ est considéré. Cette incertitude est représentée sur la Figure 2.11 par les deux lignes rouges verticales. Par la suite la déformation correspondant à la transition sera nommée $\varepsilon_{d_{5\%}}$.

Par la suite cette méthode a été appliquée à l'ensemble des essais obtenus lors de la campagne sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ présentée dans la section 2.2.1.

2.3.2 Application de la méthode de détection au composite le T700GC/M21

2.3.2.1 Détection de la contrainte de transition

À l'aide de la méthode décrite dans le paragraphe 2.3.1 et des essais de Berthe [4], les contraintes de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ pour le T700GC/M21 ont pu être évaluées pour différentes vitesses de déformation et différentes températures. La méthode proposée a été appliquée à chaque essai décrit dans le paragraphe 2.2.1. L'écart d_1 obtenu pour chaque essai de répétabilité est tracé sur une même figure en fonction de la contrainte de cisaillement mesurée, comme sur la Figure 2.12 pour les essais à 50s^{-1} et à 20°C . Cette Figure permet d'évaluer les incertitudes dues au bruit expérimental et à la dispersion des essais sur les valeurs de contraintes de transition $\sigma_{d_{5\%}}$. Cette dispersion est représentée par les deux traits rouges verticaux. La contrainte de transition pour les essais à 50s^{-1} et 20°C est ainsi $65.5\text{MPa} \pm 4\%$. Cette méthode a été appliquée à l'ensemble des essais précédemment présentés.

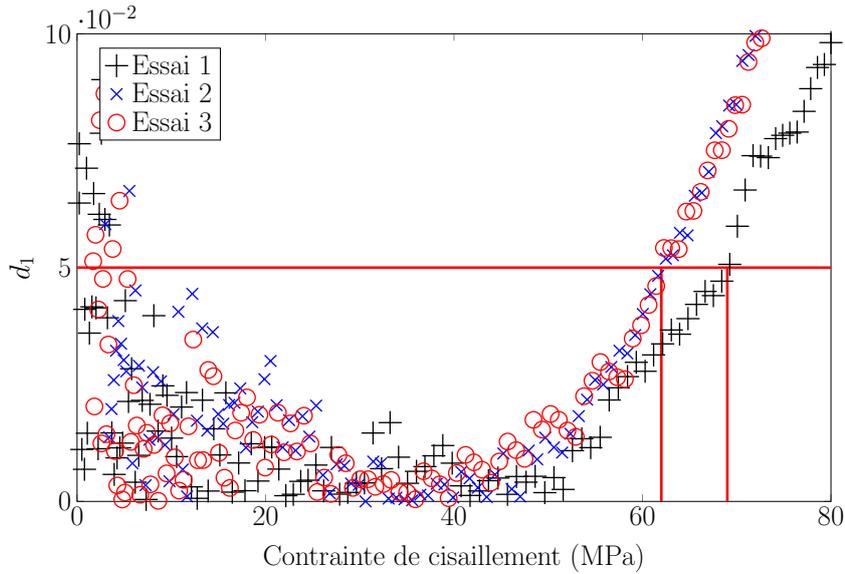


FIGURE 2.12 – Détermination de la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ pour un essai à 20°C et 50s^{-1} .

Comme décrit dans la section 2.2.1, les éprouvettes utilisées à température ambiante et celles utilisées à basses températures ont des géométries différentes. La géométrie des éprouvettes utilisées à basses températures a été validée, en termes de propriétés élastiques, par Berthe et al. [4, 63]. Pour cela, des essais identiques à ceux précédemment décrits ont été réalisés à température ambiante pour deux vitesses de déformation : 0.0035s^{-1} et 25s^{-1} . Ces essais ont été réalisés cette fois non plus avec des éprouvettes de forme rectangulaire mais avec des éprouvettes haltères similaires à celles utilisées à basses températures [63]. Ces essais ont été réutilisés dans ces travaux pour valider cette géométrie également pour la définition de la transition. Pour cela les méthodes d'évaluation de module et de détection de la transition proposées dans ces travaux ont été appliquées. Les contraintes de transition obtenues pour l'ensemble des essais sont tracées sur la Figure 2.13 en fonction de la vitesse de déformation.

Les résultats obtenus à 20°C sont tracés en noir, ceux à -40°C en rouge et ceux à -100°C en bleu. Les résultats obtenus pour les essais réalisés avec les éprouvettes haltères sont représentés par les cercles verts. Les contraintes de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ obtenus avec les éprouvettes haltères sont similaires à ceux obtenus avec les éprouvettes rectangulaires à température ambiante. La géométrie est donc validée. Les valeurs des contraintes de transition obtenues sont résumées dans le Tableau 2.2. Les valeurs $\sigma_{d_{5\%}}$ dépendent de la vitesse de déformation et de la température. Lorsque la température diminue, la limite $d_{5\%}$ augmente et lorsque la vitesse de déformation augmente la limite $d_{5\%}$ augmente également. Quand la vitesse de déformation augmente de 1.10^{-4}s^{-1} à 50s^{-1} à 20°C la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ augmente de 232%. De la même façon, quand la température diminue de 20°C à -100°C à 0.1s^{-1} la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ augmente de 96%.

De plus, on peut remarquer que les valeurs de contraintes de transition obtenues pour les essais à -40°C et 4s^{-1} et à -100°C et 3.10^{-3}s^{-1} sont très proches. Ce résultat est en accord avec ceux tracés sur la Figure 2.5. En effet, les courbes à -40°C et 4s^{-1} et à -100°C et 3.10^{-3}s^{-1} semblaient se superposer jusqu'à 80 MPa. Par conséquent il est logique de trouver des valeurs de limite $d_{5\%}$ proches.

T(°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	$\sigma_{d_{5\%}}$ (MPa)
20	1.10 ⁻⁴	19.75±4%
	1.10 ⁻³	25±7%
	7.10 ⁻³	30±6%
	0.1	35±8%
	25	37.5±9%
	50	65.5±4%
-40	3.5.10 ⁻³	37.25±3%
	0.23	46±2%
	4.2	56±12%
-100	3.2.10 ⁻³	50.5±3%
	0.09	68.5±2%
	3.8	79±10%

TABLEAU 2.2 – Définition de la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ pour le T700GC/M21.

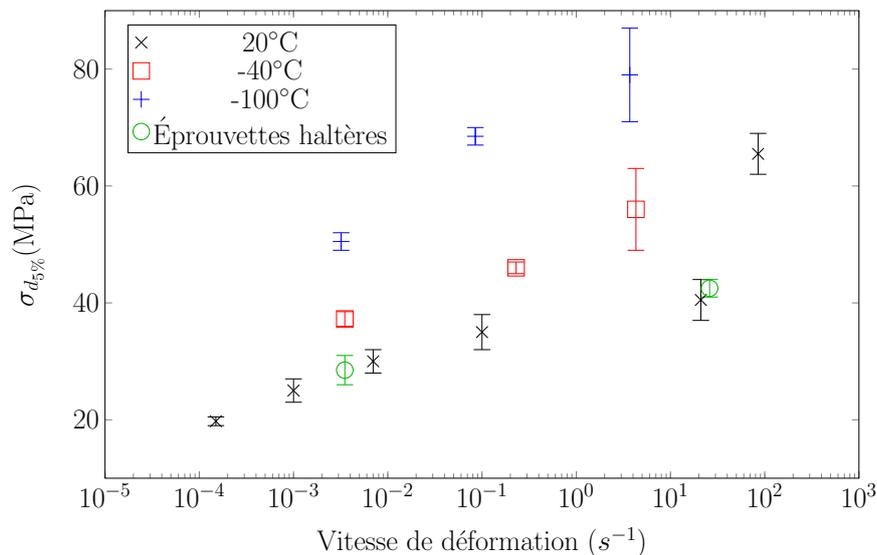


FIGURE 2.13 – Étude de l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite en contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ du T700GC/M21.

2.3.2.2 Détection de la déformation de transition

Dans un deuxième temps, les résultats obtenus pour les déformations de transition $\epsilon_{d_{5\%}}$ pour le T700GC/M21 sont présentés pour différentes vitesses de déformation et différentes températures. La méthode proposée a été appliquée à chaque essai décrit dans le paragraphe 2.2.1. L'écart d_2 obtenu pour chaque essai de répétabilité est tracé sur une même figure en fonction de la déformation de cisaillement mesurée, comme sur la Figure 2.14 pour les essais à 50s⁻¹ et à 20°C. Comme précédemment, cette Figure permet d'évaluer les incertitudes dues au bruit expérimental et à la dispersion des essais sur les valeurs de déformations de transition $\epsilon_{d_{5\%}}$. Cette dispersion est représentée par les deux traits rouges verticaux. La déformation de transition pour les essais à 50s⁻¹ et 20°C est de $5.25 * 10^{-3} \pm 5\%$. Les déformations de transition $\epsilon_{d_{5\%}}$ obtenus pour l'ensemble

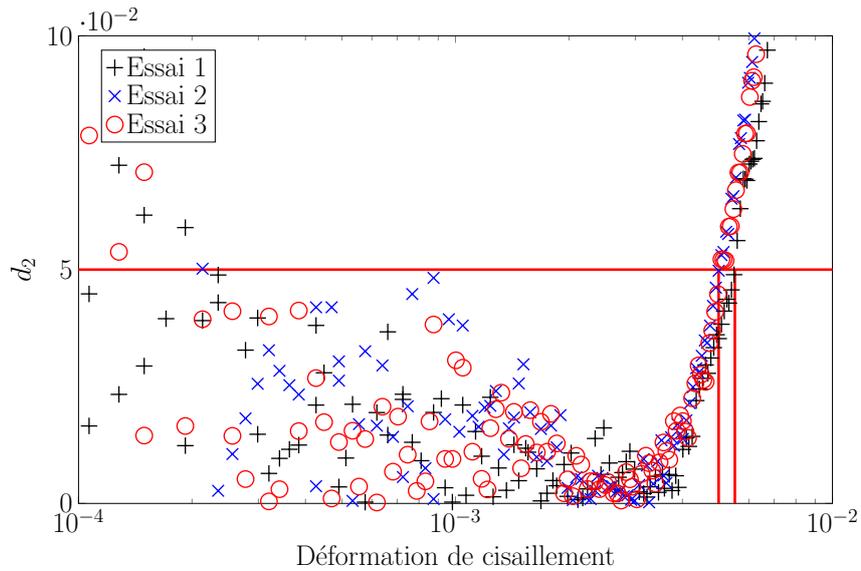


FIGURE 2.14 – Détermination de la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ pour un essai à 20°C et 50s^{-1} .

de la campagne d'essais sont tracées en fonction de la vitesse de déformation sur la Figure 2.15. Les résultats obtenus à 20°C sont tracés en noir, ceux à -40°C en rouge et ceux à -100°C en bleu. Les résultats obtenus pour les essais réalisés avec les éprouvettes haltères sont représentés par les cercles verts. Les déformations de transition $\varepsilon_{d_{5\%}}$ obtenus avec les éprouvettes haltères sont similaires à ceux obtenus avec les éprouvettes rectangulaires à température ambiante. La géométrie est donc validée. Les valeurs des déformations de transition obtenues sont résumées dans le Tableau

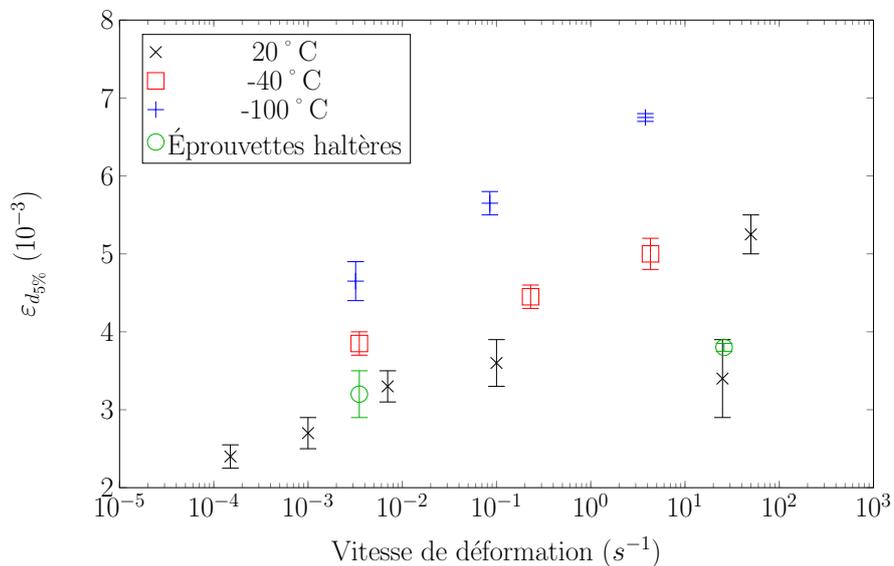


FIGURE 2.15 – Étude de l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite en déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ du T700GC/M21.

2.3. Les valeurs des déformations de transition $\varepsilon_{d_{5\%}}$ dépendent de la vitesse de déformation et de la température. Quand la vitesse de déformation augmente de 1.10^{-4}s^{-1} à 50s^{-1} à 20°C la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ augmente de 110%. De la même façon, quand la température diminue de 20°C à -100°C à 0.1s^{-1} la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ augmente de 57%. Les mêmes tendances que celles déjà observées

T(°C)	$\dot{\epsilon}(s^{-1})$	$\epsilon_{d_{5\%}}(10^{-3})$
20	1.10^{-4}	$2.5 \pm 6\%$
	1.10^{-3}	$2.7 \pm 7\%$
	7.10^{-3}	$3.3 \pm 6\%$
	0.1	$3.6 \pm 8\%$
	25	$3.4 \pm 9\%$
	50	$5.25 \pm 5\%$
-40	$3.5.10^{-3}$	$3.85 \pm 4\%$
	0.23	$4.45 \pm 3\%$
	4.2	$5.0 \pm 4\%$
-100	$3.2.10^{-3}$	$4.65 \pm 5\%$
	0.09	$5.65 \pm 3\%$
	3.8	$6.75 \pm 1\%$

TABLEAU 2.3 – Définition de la déformation de transition $\epsilon_{d_{5\%}}$ pour le T700GC/M21.

pour la limite en contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ sont observées. Une remarque supplémentaire peut cependant être faite. En effet, la déformation $\epsilon_{d_{5\%}}$ à $25s^{-1}$ est inférieure à celle à $0.1s^{-1}$. De nombreuses hypothèses peuvent expliquer ce phénomène. Ce résultat pourrait être dû à des perturbations expérimentales comme une variation de la vitesse, un problème de reconstruction temporelle ou il pourrait également être expliqué par une raison physique comme une difficulté de mesure dans une zone de transition. La dernière raison semble la plus probable dans notre cas, vu l'augmentation importante de la valeur de déformation de transition pour les vitesses supérieurs à $0.1s^{-1}$. Comme pour l'analyse des contraintes de transition, les valeurs de déformations de transition obtenues pour les essais à $-40^{\circ}C$ et $4s^{-1}$ et à $-100^{\circ}C$ et $3.10^{-3}s^{-1}$ sont très proches.

Par la suite, les résultats obtenus pour la limite de transition ont été comparés avec la littérature.

2.3.3 Comparaison des résultats obtenus avec la littérature

Pour comparer les résultats obtenus avec ceux de la littérature, les études portant sur l'évolution du module de cisaillement du T700GC/M21 de Berthe et al. [4, 63] et sur l'évolution de la limite élastique de résine époxy avec la vitesse de déformation de Gerlach et al. [82] ont été utilisées.

Des évolutions similaires à celles obtenues pour l'évolution de la contrainte et la déformation de transition avec la vitesse de déformation et la température avaient déjà été observées lors de l'étude du module de cisaillement du T700GC/M21 par Berthe *et al.* [4, 63, 71]. En effet, dans ses travaux, Berthe avait noté une augmentation du module de cisaillement avec l'augmentation de la vitesse et avec la diminution de la température. Cette tendance a également été montrée lors de l'étude du module apparent et de la limite élastique de la résine époxy RTM6 par Gerlach et al. [82].

Par la suite, ces résultats ont été comparés avec ceux obtenus pour la limite élastique des polymères de manière générale afin de montrer leur bien fondé. Dans la littérature, de nombreuses

études traitent de l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la limite élastique des polymères [83–85]. Ces études ont montré une influence similaire à celle mise en évidence dans cette thèse de la vitesse de déformation et de la température sur la limite élastique, c'est-à-dire une augmentation de la limite élastique avec une augmentation de la vitesse de déformation ou une diminution de la température.

De plus, un changement de pente semble avoir lieu aux alentours de $10s^{-1}$. Un phénomène similaire avait déjà été observé lors de l'étude de l'évolution du module de cisaillement avec la vitesse de déformation du T700GC/M21 par Berthe et al. [63, 71]. Des études réalisées sur la résine époxy [82, 86] ont montré une tendance similaire dans l'évolution de la limite élastique avec la vitesse de déformation.

Dans la littérature des polymères, de nombreux modèles pour décrire l'évolution de la limite élastique avec la vitesse de déformation sont basés sur l'introduction de la contribution de différents mécanismes de transition, telle que les mécanismes α et les mécanismes β [56, 83, 87]. Les mécanismes α et β correspondent aux mécanismes de blocage des mobilités des macromolécules. La relaxation α est appelée relaxation principale et est en générale liée à la transition vitreuse. La relaxation β , dite secondaire reste encore peu étudiée et se produit pour des températures inférieures à celles de la transition vitreuse. Les mécanismes responsables de cette transition restent peu clairs. Ils sont reliés à la mobilité moléculaire de la chaîne principale ainsi que des groupements annexes [88], et en particulier pour les résines type époxy à la relaxation des groupements glyceryl ou diphenylpropane [89]. Si un parallèle est fait avec les résultats précédemment obtenus, l'évolution de pente pourrait s'expliquer par des mécanismes similaires à ceux évoqués dans la littérature des polymères.

Pour terminer l'équivalence temps / température a été considérée. Dans la littérature de nombreuses études traitent de l'équivalence temps / température pour les polymères [84, 89–91]. Diverses méthodes sont utilisées pour décrire cette équivalence. Une des méthodes classiquement utilisée est celle schématisée par la Figure 2.16.

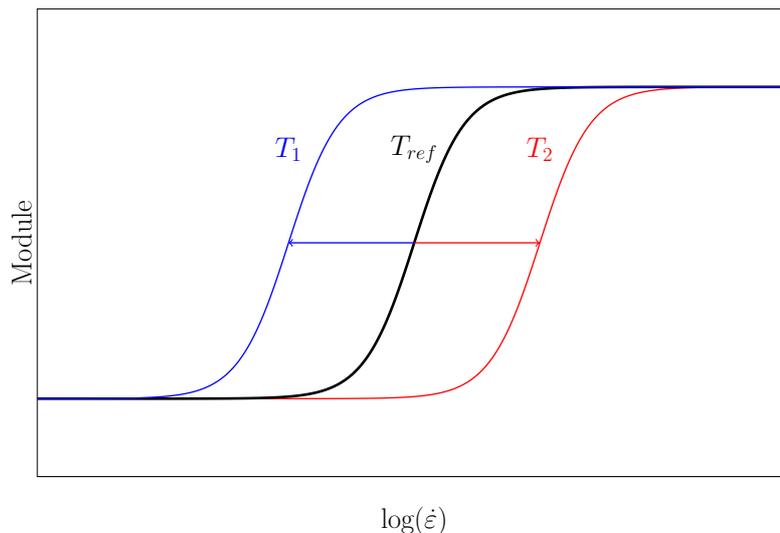


FIGURE 2.16 – Schéma du principe de l'équivalence temps / température appliqué au module avec $T_1 < T_{ref} < T_2$.

Sur cette Figure, une augmentation de la vitesse de déformation équivaut à une diminution de

la température par rapport à la température de référence. Cette méthode permet à partir d'une courbe de référence à une température de référence de déterminer la courbe d'évolution du module pour une autre température. Pour cela, il faut translater la courbe de référence suivant l'axe des abscisses, soit la vitesse de déformation, vers la gauche si la température est inférieure à la température de référence et vers la droite si la température est supérieure à celle de référence.

Cette méthode semble insuffisante pour décrire l'influence de la température sur la limite de transition précédemment obtenue.

Une deuxième méthode pour décrire l'équivalence temps / température dans la littérature est celle utilisée par Richeton [83, 84]. Cette méthode couple une dépendance suivant l'axe des abscisses et une dépendance suivant l'axe des ordonnées. Cette méthode est représentée sur la Figure 2.17. Cette méthode semble plus appropriée pour décrire l'équivalence temps / température observée pour la limite de transition du T700GC/M21.

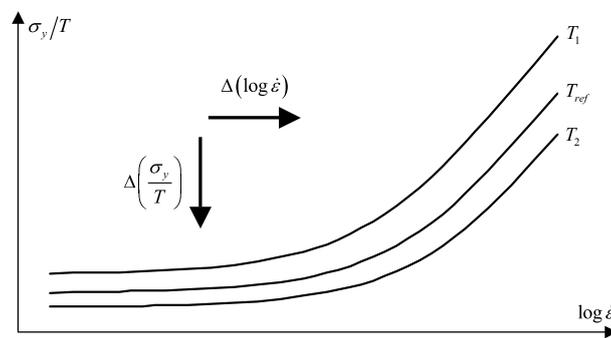


FIGURE 2.17 – Schéma du principe de l'équivalence temps / température proposé par Richeton [83, 84] appliqué à la limite élastique avec $T_1 < T_{ref} < T_2$, tiré des travaux de Richeton [84].

2.3.4 Étude de sensibilité du seuil d (%)

Dans ces travaux, il a été décidé que le comportement n'était plus considéré comme linéaire lorsque $d > 5\%$. Ce choix a été justifié pour des raisons de bruit expérimental, notamment pour les essais dynamiques. Dans un deuxième temps, l'influence de la valeur de d sur la contrainte de transition a été étudiée. La même méthode que précédemment a été appliquée sur l'ensemble des essais précédemment décrits en faisant varier la valeur à limite d entre 5% et 2%. Les valeurs inférieures à 2% ne peuvent pas être utilisées à cause du bruit expérimental, elles ne permettent pas de déterminer des contraintes et déformations de transition. Pour illustrer cette étude, les contraintes de transitions obtenues pour les différentes températures et vitesses pour le T700GC/M21 ont été tracées sur la Figure 2.18. Sur cette Figure, les valeurs obtenues pour la valeur à limite $d = 5\%$ sont représentées par des (x) et les valeurs obtenues pour $d = 2\%$ sont représentées par des (o).

Tout d'abord, les mêmes tendances sont observées pour les $\sigma_{d_{5\%}}$ et pour les $\sigma_{d_{2\%}}$ même si les valeurs de contraintes de transition obtenues sont différentes. Comme le montre la Figure 2.18, les valeurs $\sigma_{d_{2\%}}$ sont inférieures à celle obtenues à $\sigma_{d_{5\%}}$, notamment pour les essais à basses températures ou pour les vitesses de déformation supérieures à $0.1s^{-1}$. À titre d'exemple, la valeur moyenne de la contrainte de transition pour les essais à $50s^{-1}$ et à température ambiante pour $d = 2\%$ est environ inférieure de 20% à celle obtenue pour $d = 5\%$. Cependant la dispersion des

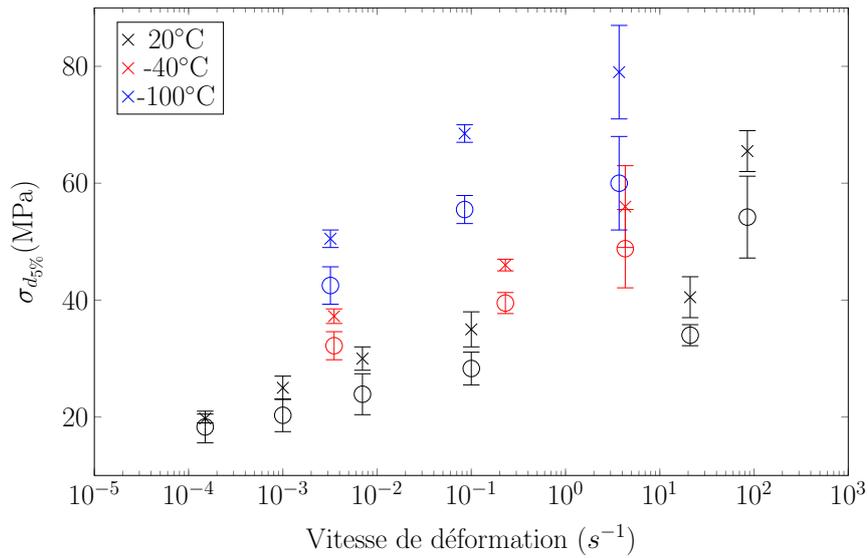


FIGURE 2.18 – Comparaison entre les contraintes de transition obtenues pour $d = 5\%$ (x) et pour $d = 2\%$ (o) pour le T700GC/M21.

contraintes obtenues est très supérieure pour $d = 2\%$ par rapport à celle obtenue pour $d = 5\%$, notamment pour les vitesses de déformations importantes. Pour les essais à $50s^{-1}$ et à température ambiante la dispersion expérimentale pour $d = 2\%$ est environ deux fois supérieure à celle obtenue pour $d = 5\%$.

La même étude a été réalisée sur la limite en déformation. Les déformations de transition obtenues pour les différentes températures et vitesses pour le T700GC/M21 ont été tracées sur la Figure 2.19. Sur cette Figure, les valeurs obtenues pour la valeur à limite $d = 5\%$ sont représentées par des (x) et les valeurs obtenues pour $d = 2\%$ sont représentées par des (o).

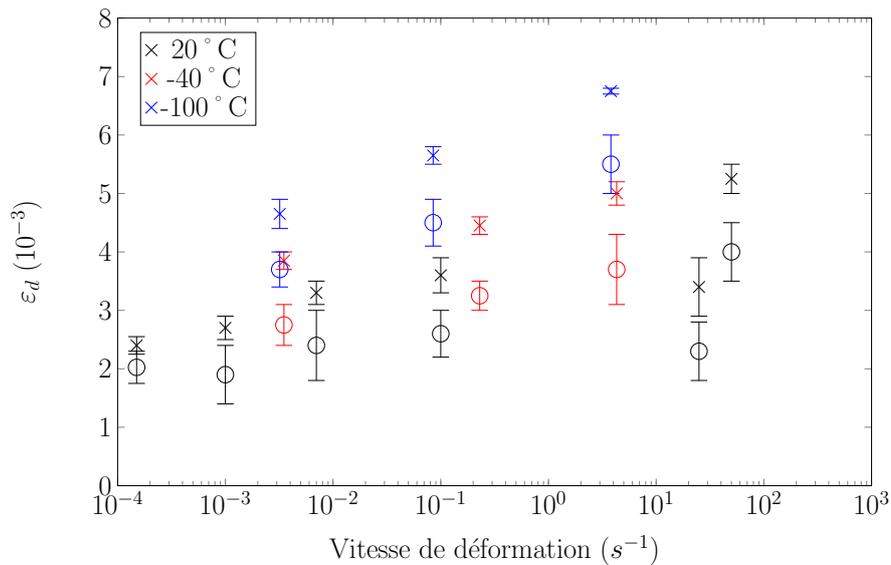


FIGURE 2.19 – Comparaison entre les déformations de transition obtenues pour $d = 5\%$ (x) et pour $d = 2\%$ (o) pour le T700GC/M21.

Les mêmes conclusions que pour l'étude en contrainte peuvent être faites. En effet, les tendances

observées sont similaires entre les valeurs obtenues pour $d = 5\%$ et $d = 2\%$. Comme précédemment, la dispersion des déformations obtenues est très supérieure pour $d = 2\%$ par rapport à celle obtenue pour $d = 5\%$.

En conclusion, la méthode proposée dans ces travaux permet de définir la transition entre les comportements linéaire et non linéaire du matériau T700GC/M21. Ce critère de transition peut être défini aussi bien en termes de contrainte qu'en termes de déformation.

Pour terminer, la limite de transition obtenue a été validée, dans un premier temps en comparant les résultats obtenus avec les valeurs obtenues par une autre méthode de détection de l'endommagement, puis en réalisant une étude de dualité. Enfin, la méthode proposée a été appliquée à un autre matériau pour vérifier que cette méthode restait valable quelque soit le matériau d'étude.

2.4 Validation de la méthode de détection de la transition

Par la suite, afin de pouvoir interpréter et donner un sens physique à cette transition et plus particulièrement à la contrainte $d_{5\%}$ les valeurs obtenues pour la contrainte de transition ont été comparées avec les résultats obtenus par d'autres méthodes de détection de l'endommagement.

2.4.1 Validation du critère par d'autres méthodes de détection d'endommagement

Une autre méthode de détection d'endommagement classiquement utilisée dans la littérature est l'émission acoustique. Dans la littérature, il existe de nombreuses études sur l'utilisation de l'émission acoustique pour détecter l'endommagement des composites carbone / époxy [19, 92, 93]. Pour comparer les valeurs de contraintes de transition précédemment obtenues, les travaux de thèse de Huchette [19] sont utilisés car ces travaux portent également sur le T700GC/M21. Dans ses travaux, Huchette [19] a réalisé un essai d'émission acoustique sur le T700GC/M21 $[(\pm 45^\circ)_2]_s$ pour une vitesse de $0.6 \text{MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ équivalente à une vitesse de déformation de 4.10^{-5}s^{-1} . Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes de dimensions supérieures à celle utilisée dans cette thèse. Dans ses travaux, Huchette [19] a mis en évidence une première activité acoustique détectée vers 25MPa. Cependant la stratification utilisée pour obtenir cette valeur $[(\pm 45^\circ)_{2s}]$ est différente de celle utilisée pour détecter la contrainte de transition $[(\pm 45^\circ)_s]$. De plus, la longueur des éprouvettes utilisées est également différente entre les deux études. Pour terminer, la vitesse de déformation pour laquelle la valeur d'émission acoustique a été obtenue ne correspond à aucune vitesse de déformation pour laquelle la contrainte de transition a été évaluée. Par conséquent, des essais d'émission acoustique ont également été réalisés dans les travaux de thèse présentés afin de pouvoir comparer ces valeurs d'émission acoustique avec les contraintes de transition.

Deux essais d'émission acoustique ont été menés sur deux éprouvettes de T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ identiques à celles décrites dans le paragraphe 2.2. Ils ont été réalisés sur un vérin hydraulique Schenck avec une vitesse de déplacement de 5 mm/min correspondant à une vitesse de déformation de 1.10^{-3}s^{-1} et à 20°C . Deux capteurs d'émission acoustique ont été positionnés à chaque extrémité de l'éprouvette. Ces capteurs ont été fixés à l'aide de câbles. Le schéma du montage est résumé sur la Figure 2.20.

Le seuil de détection a été imposé de manière arbitraire à 40 dB. Sur la Figure 2.21, l'énergie cumulée pour les deux essais est tracée en fonction de la contrainte de cisaillement. Cette Figure met en

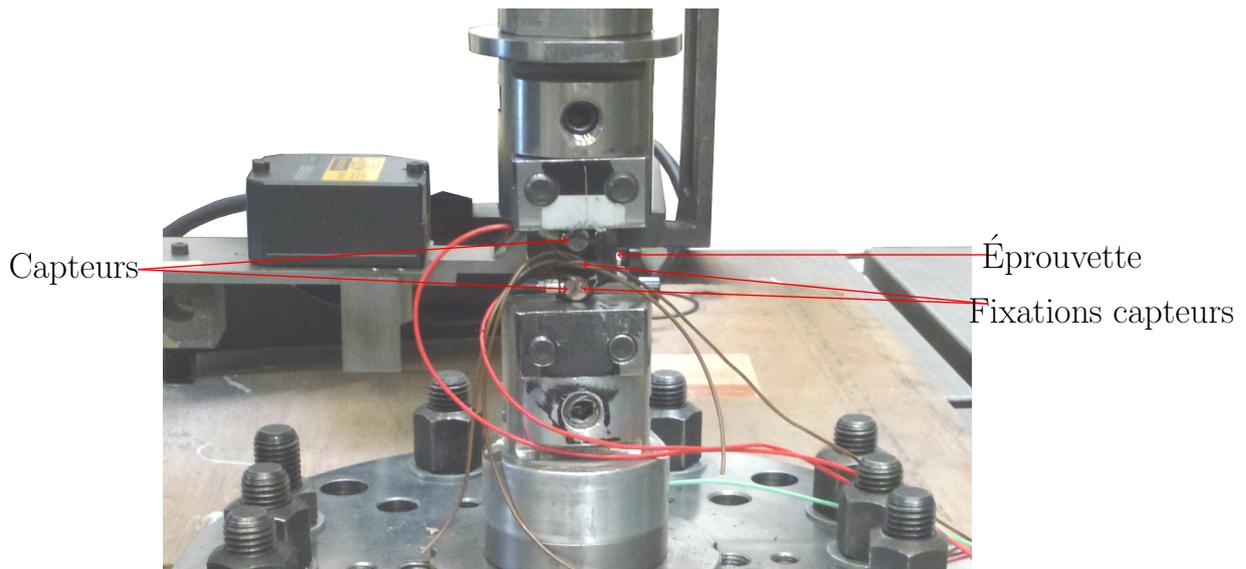


FIGURE 2.20 – Montage des essais d’émission acoustique réalisés sur le vérin hydraulique Schenck.

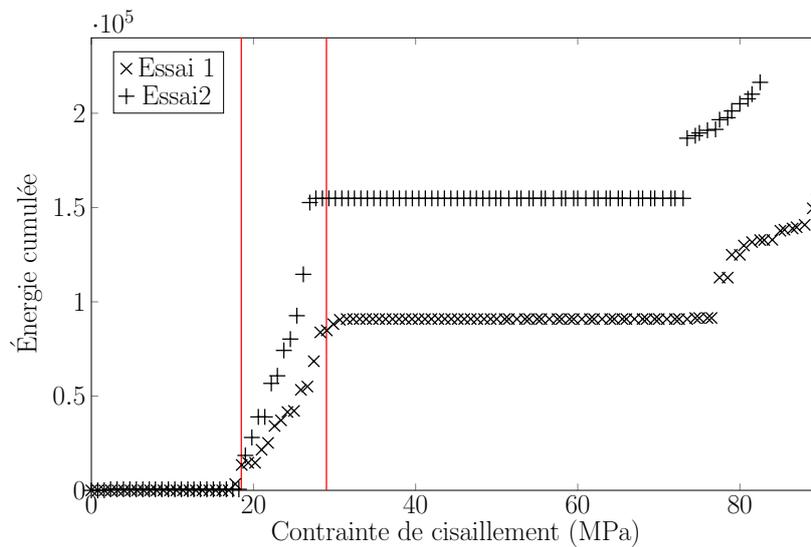


FIGURE 2.21 – Évolution de l’énergie cumulée en fonction de la contrainte de cisaillement pour un essai de traction uniaxiale monotone à $1.10^{-3} s^{-1}$ et à $20^{\circ}C$ sur le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

évidence une première activité acoustique détectée entre 18 MPa et 28.5 MPa, représentée par les deux lignes rouges verticales. Les deux essais présentent une première énergie cumulée non nulle aux alentours de 18 MPa puis une augmentation importante de cette énergie cumulée jusqu’à une contrainte de cisaillement d’environ 28.5 MPa. Entre 28.5 MPa et 75 MPa, l’énergie cumulée atteint un plateau. La valeur de ce plateau est différent pour les deux essais. Cette valeur peut dépendre du type de dommage ainsi que du nombre de dommages présents dans l’éprouvette. Après 75 MPa l’énergie cumulée augmente jusqu’à la rupture de l’éprouvette.

Ces résultats sont comparés aux valeurs de contraintes de transition précédemment obtenues sur la Figure 2.22. Les résultats des essais d’émission acoustique sont représentés sur cette Figure par la barre rouge. Les résultats obtenus par Huchette [19] sont représentés par le cercle bleu.

Dans la littérature, il existe différentes études portant sur l’analyse des émissions acoustique lors

d'essais réalisés sur les composites renforcés par des fibres de carbone [92, 93]. Ces travaux ont montré que chaque dommage avait une signature acoustique différente et ont proposé de classer ces phénomènes (fissuration matricielle, décohésion fibre matrice, délaminage et rupture de fibres) en fonction de leur amplitude et leur fréquence. Selon le seuil d'acquisition imposée, le premier signal acoustique enregistré pourrait être dû soit à de la fissuration matricielle soit à de la décohésion fibre matrice.

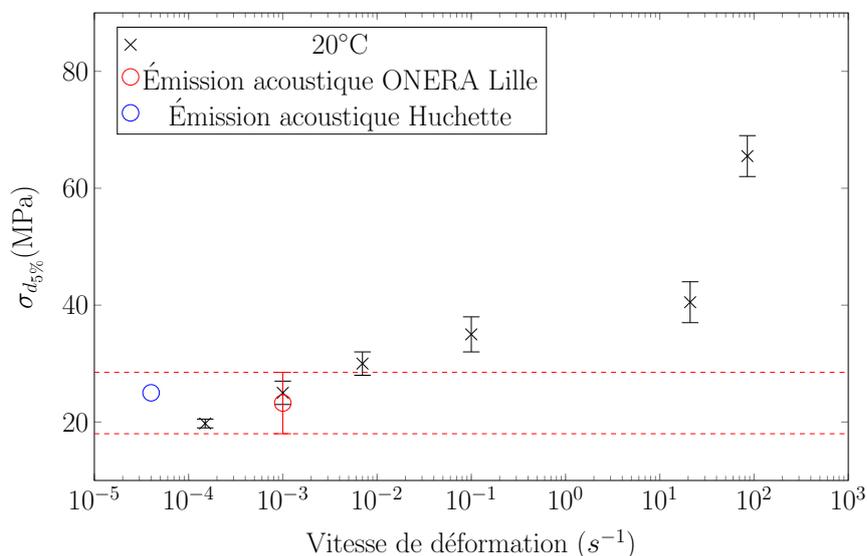


FIGURE 2.22 – Comparaison entre les contraintes expérimentales $\sigma_{d_{5\%}}$ mesurées et les premières activités acoustiques détectées à 20°C pour le T700GC/M21.

Les résultats d'émission acoustique semblent en accord avec les valeurs de $\sigma_{d_{5\%}}$ obtenues. Par conséquent, la perte de linéarité pourrait être liée à l'apparition d'un endommagement dans le composite. Si cela était le cas, cette méthode permettrait de détecter l'initiation de l'endommagement en utilisant la méthode proposée, qui est applicable sur une large gamme de vitesses de déformation et de températures, contrairement aux essais d'émission acoustique qui sont difficilement réalisables en dynamique.

En conclusion, la valeur de la contrainte de transition pour une vitesse de déformation quasi-statique est similaire à la valeur de la contrainte pour laquelle il y a détection de premières activités acoustiques. Cette méthode pourrait permettre de détecter le seuil d'endommagement. Cette méthode est applicable pour une large gamme de vitesses de déformation contrairement aux essais d'émission acoustique qui sont difficilement réalisables pour des vitesses de déformation élevées. Le critère de transition peut être défini aussi bien en termes de contrainte qu'en termes de déformation. Une question importante à aborder est donc de savoir si une équivalence simple existe entre ces deux valeurs. En d'autres termes, savoir si les critères de transition, tels qu'ils sont définis dans ces travaux, sont duaux l'un de l'autre.

2.4.2 Étude de la dualité du critère

Une étude de dualité permet de vérifier que le critère défini bien le domaine élastique. En effet si le critère est dual, la transition appartient bien au domaine élastique.

De plus, la définition de la dualité apporte un indice de qualité sur la validité des essais et permet

de valider les modules de cisaillement obtenus, notamment pour les essais dynamiques.

Dans un premier temps pour chaque vitesse de déformation et chaque température, la contrainte et la déformation $d_{5\%}$ sont calculées. Par la suite, la loi de Hooke est utilisée pour évaluer une contrainte de transition théorique σ_t^* à l'aide du module de cisaillement précédemment évalué et de la déformation de transition $\varepsilon_{d_{5\%}}$ évaluée expérimentalement :

$$\sigma_t^* = 2 * G_{12}(\dot{\varepsilon}, T) * \varepsilon_{d_{5\%}} \quad (2.5)$$

Ensuite les σ_t^* obtenues sont comparées avec les $\sigma_{d_{5\%}}$ évaluées expérimentalement à l'aide de la méthode de détection précédemment décrite. Ces résultats sont résumés sur la Figure 2.23. σ_t^* et $\sigma_{d_{5\%}}$ semblent correspondre. L'erreur maximale mesurée entre les deux grandeurs est de 5 MPa, soit 9% de la valeur de $\sigma_{d_{5\%}}$. Les paramètres $\sigma_{d_{5\%}}$ et $\varepsilon_{d_{5\%}}$ proposés sont donc duaux au sens de Hooke pour les essais à 20°C.

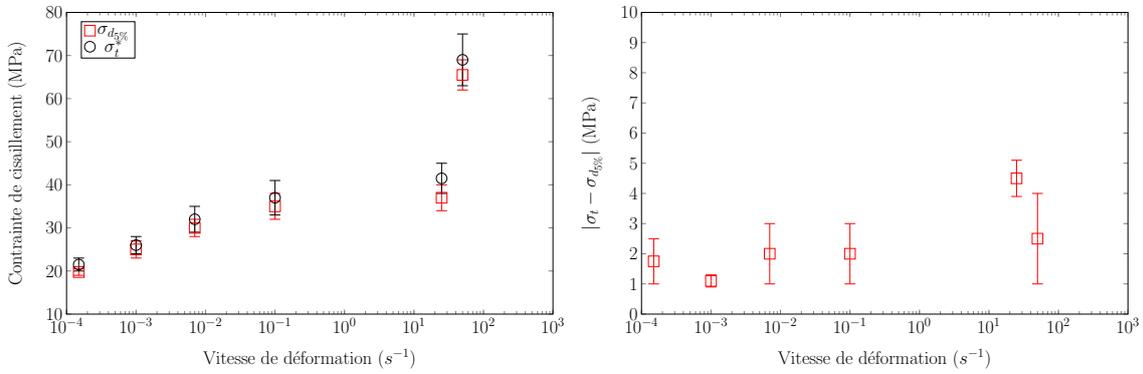


FIGURE 2.23 – Comparaison entre les σ_t^* et les $\sigma_{d_{5\%}}$ (à gauche) et évolution de l'erreur absolue entre σ_t^* et $\sigma_{d_{5\%}}$ (à droite) à 20°C pour le T700GC/M21.

La même étude a été réalisée pour les essais à -40°C et à -100°C. Sur la Figure 2.24, les contraintes σ_t^* obtenues à l'aide de l'équation (2.5) sont comparées aux contraintes $\sigma_{d_{5\%}}$ pour le T700GC/M21 à -40°C (à gauche) et à -100°C (à droite). σ_t^* et $\sigma_{d_{5\%}}$ semblent correspondre. L'erreur maximale mesurée pour l'ensemble des essais à -40°C est de 9% et pour les essais à -100°C 8%. Les paramètres $\sigma_{d_{5\%}}$ et $\varepsilon_{d_{5\%}}$ proposés sont donc également duaux au sens de Hooke pour les essais à -40°C et à -100°C.

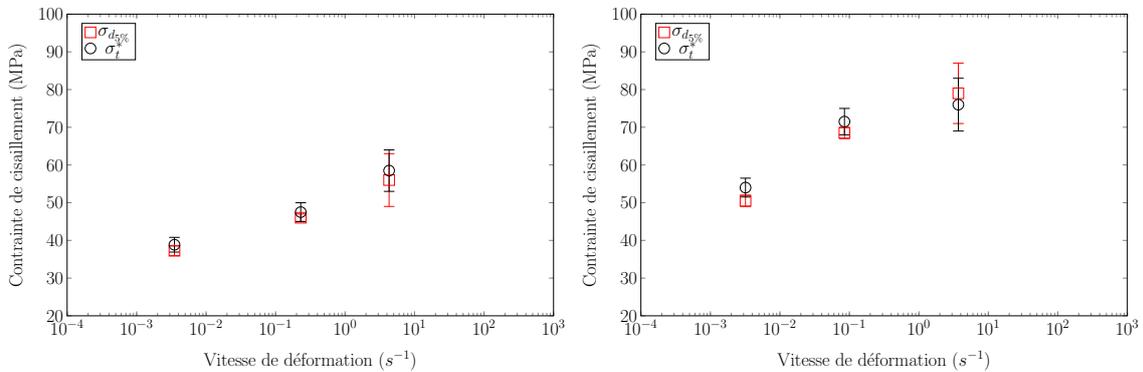


FIGURE 2.24 – Comparaison entre les σ_t^* et les $\sigma_{d_{5\%}}$ à -40°C (à gauche) et à -100°C (à droite) pour le T700GC/M21.

Cette méthode a été par la suite appliquée à un matériau différent, le composite carbone / époxy tissé le G939/M18 pour vérifier que l'utilisation de ce critère ne se limitait pas au matériau étudié.

2.4.3 Application de la méthode au composite tissé le G939/M18

La méthode précédemment décrite a été appliquée sur des essais réalisés sur un matériau tissé composite carbone / époxy le G939/M18. Pour cela, une campagne d'essais réalisée à l'ONERA de Lille par Delsart *et al.* a été utilisée. L'ensemble de la campagne est décrite dans le rapport [16]. Des essais de traction uniaxiale monotone à $[\pm 45^\circ]$ ont été réalisés à température ambiante, à -20°C et à -55°C et pour trois vitesses de déformation : $0.001, 0.1$ et 200s^{-1} [16]. Pour chaque essai la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ et la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ de transition ont été évaluées. Les valeurs obtenues sont résumées dans le tableau 2.4.

T($^\circ\text{C}$)	$\dot{\varepsilon}(\text{s}^{-1})$	$\varepsilon_{d_{5\%}}(10^{-3})$	$\sigma_{d_{5\%}}(\text{MPa})$
20	1.10^{-3}	$3.5\pm 6\%$	$28.5\pm 13\%$
	0.1	$4.75\pm 12\%$	$34.5\pm 10\%$
	336	$11.5\pm 4\%$	$95\pm 1\%$
-20	1.10^{-3}	$5.3\pm 14\%$	$37.5\pm 9\%$
	0.09	$4.95\pm 2\%$	$39.5\pm 3\%$
	108	$12.25\pm 2\%$	$117.5\pm 2\%$
-55	1.10^{-3}	$5.25\pm 18\%$	$45\pm 15\%$
	0.08	$6.5\pm 8\%$	$55\pm 9\%$
	139	$13\pm 9\%$	$142\pm 3\%$

TABLEAU 2.4 – Contraintes et déformations de transition $d_{5\%}$ pour le matériau tissé G939/M18.

Les mêmes tendances que pour le T700GC/M21 ont pu être observées. Lorsque la vitesse de déformation augmente de 3.10^{-3}s^{-1} à 236s^{-1} à 20°C , la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ augmente de 230% et la déformation de transition $\varepsilon_{d_{5\%}}$ augmente de 228%. Lorsque la température diminue de 20°C à -55°C à 0.1s^{-1} , la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ augmente de 59% et la déformation de transition $\varepsilon_{d_{5\%}}$ augmente de 36%.

Comme précédemment la dualité des valeurs de transition a été vérifiée. Les résultats obtenus pour les essais à 20°C sont représentés sur la Figure 2.25. Les valeurs des contraintes σ_t^* et $\sigma_{d_{5\%}}$ semblent être en accord. L'erreur maximale mesurée entre les valeurs de $\sigma_{d_{5\%}}$ et σ_t pour l'ensemble des essais est de 13%. Par conséquent, les contraintes et déformations de transition semblent être duaux pour les essais à 20°C pour le matériau G939/M18.

La même étude a été réalisée pour les essais à -20°C et -55°C . Les résultats obtenus sont tracés sur la Figure 2.26, pour les essais à -20°C à gauche, et pour les essais à -55°C à droite. Le même constat a été fait que pour les essais à 20°C . En conclusion, cette méthode semble donc applicable pour différents matériaux composites à matrice organique.

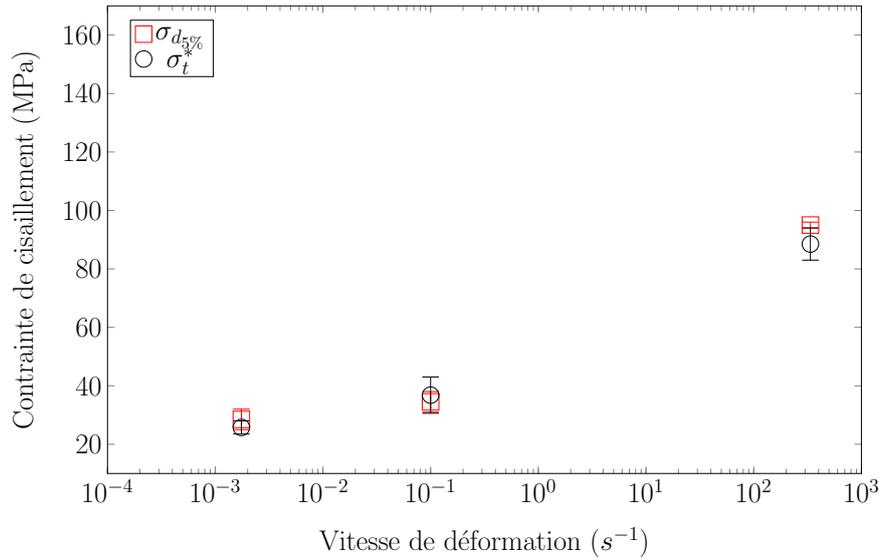


FIGURE 2.25 – Comparaison entre les σ_t^* et les $\sigma_{d5\%}$ à 20°C pour le G939/M18.

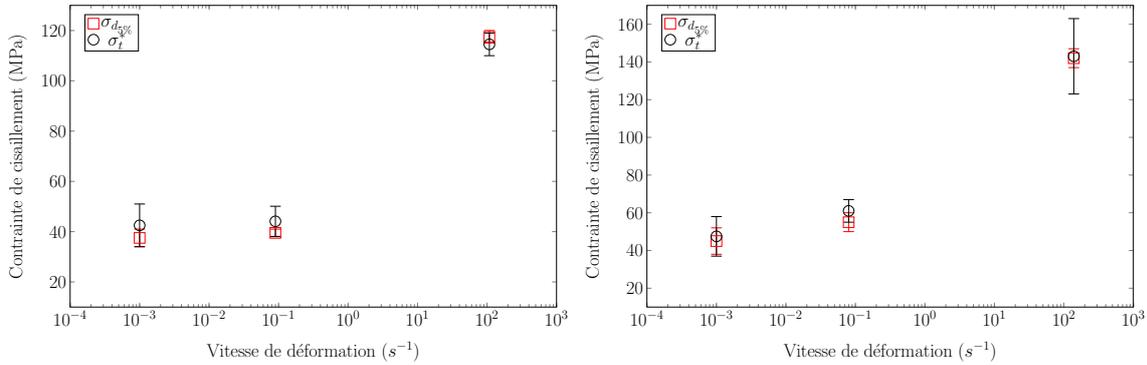


FIGURE 2.26 – Comparaison entre les σ_t^* et les $\sigma_{d5\%}$ à -20°C (à gauche) et à -55°C (à droite) pour le G939/M18.

2.5 Conclusions

Dans ce chapitre, une méthode précise et robuste d'évaluation du module de cisaillement a été proposée. Une méthode de détection de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire a également été proposée. Cette méthode permet de définir un critère de transition en contrainte comme en déformation. Elle est robuste et applicable sur une large gamme de vitesses de déformation et de températures.

Cette transition entre les comportements linéaire et non linéaire est dépendante de la vitesse de déformation et de la température. Afin de pouvoir prendre en compte cette transition et de l'intégrer dans un modèle de comportement pour la réalisation de calculs de structures, il est important de formuler la loi d'évolution de cette transition incluant la dépendance à la vitesse de déformation et à la température.

Chapitre 3

Définition d'une loi d'évolution de la transition

Dans ce chapitre une loi d'évolution de la transition avec la vitesse de déformation et la température est proposée. Pour déterminer cette loi, une étude de la littérature sur les critères de rupture et de limite élastique des composites et des polymères est réalisée. Grâce à cette étude, un premier critère prenant en compte l'influence de la vitesse de déformation sur la transition est proposé. Dans un second temps, l'influence de la température sur ce critère est intégrée pour obtenir un critère dépendant à la fois de la vitesse et de la température.

Sommaire

3.1 Les différents critères de la littérature des composites	70
3.1.1 Modélisation de la dépendance à la vitesse de déformation des critères à rupture des composites	70
3.1.2 Modélisation de la dépendance à la température des critères	73
3.2 Modélisation de l'influence de la vitesse de déformation sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire	77
3.2.1 Présentation des critères de la littérature des polymères	77
3.2.2 Critère bi-sigmoïdal	81
3.3 Modélisation de l'influence de la température sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire	84
3.3.1 Modélisation de la dépendance à la température des critères de limite élastique des polymères	84
3.3.2 Essais d'Analyse Mécanique Dynamique (DMA) sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$] _s	85
3.3.3 Définition du critère pour la limite de transition	86
3.4 Comparaison entre les critères sigmoïdal et bi-sigmoïdal	87
3.5 Conclusions	90

La limite de transition est une grandeur définie dans ces travaux, par conséquent il n'existe pas dans la littérature de loi permettant de décrire son évolution. Cependant, pour utiliser cette transition dans un modèle de comportement, il faut une loi d'évolution de cette limite. Par conséquent, l'objectif de ce chapitre est de définir une loi d'évolution de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire prenant en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température, observée au cours du chapitre 2. Pour définir cette loi, la littérature des composites a été considérée. Dans la littérature, différents critères pour caractériser les propriétés d'un matériau sont définis. Les critères pouvant se rapprocher de la philosophie de la limite de transition précédemment définie sont les critères de limite élastique. Cependant, ces critères sont peu présents dans la littérature des composites. Par conséquent, d'autres critères ont également été considérés comme les critères de limite à rupture, plus développés dans la littérature des composites. Par la suite, deux lois d'évolutions de la transition prenant en compte la vitesse de déformation ont été proposées dans la deuxième section. Ensuite, l'influence de la température sur cette transition a été prise en compte dans la troisième section. Pour terminer, les différents critères ont été comparés dans la troisième section de ce chapitre.

3.1 Les différents critères de la littérature des composites

À notre connaissance, il n'existe pas de critère dépendant à la fois de la vitesse de déformation et de la température dans la littérature des composites. Les deux dépendances sont généralement considérées séparément. Dans un premier temps, la prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de différents critères est donc étudiée.

3.1.1 Modélisation de la dépendance à la vitesse de déformation des critères à rupture des composites

3.1.1.1 Présentation des critères de la littérature

Dans la littérature des composites, au moins trois critères de rupture dépendant de la vitesse de déformation [3, 14, 94, 95] ont pu être répertoriés.

Le premier critère a été proposé par Daniel *et al.* [3, 94]. Dans leurs travaux, Daniel *et al.* ont proposé de modéliser l'influence de la vitesse de déformation sur la limite à rupture à l'aide d'une expression linéaire logarithmique. L'expression utilisée dans les travaux de Daniel *et al.* [3, 94] est la suivante :

$$\sigma_f(\dot{\epsilon}) = \sigma_f(\dot{\epsilon}_0) * \left(m_f \log\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right) + 1 \right) \quad (3.1)$$

Avec $\sigma_f(\dot{\epsilon})$ la limite à rupture pour la vitesse $\dot{\epsilon}$, ϵ_0 la vitesse de référence, celle de l'essai quasi-statique de référence, $\sigma_f(\dot{\epsilon}_0)$ la limite à rupture pour la vitesse de référence et m_f un paramètre à identifier.

Les résultats obtenus dans ces travaux sont présentés sur la Figure 3.1. Sur cette Figure, les critères à rupture ont été évalués par cette théorie pour trois vitesses de déformation différentes allant de la quasi-statique à la dynamique. Le modèle semble cohérent avec les résultats expérimentaux obtenus dans les travaux de Daniel *et al.* [94].

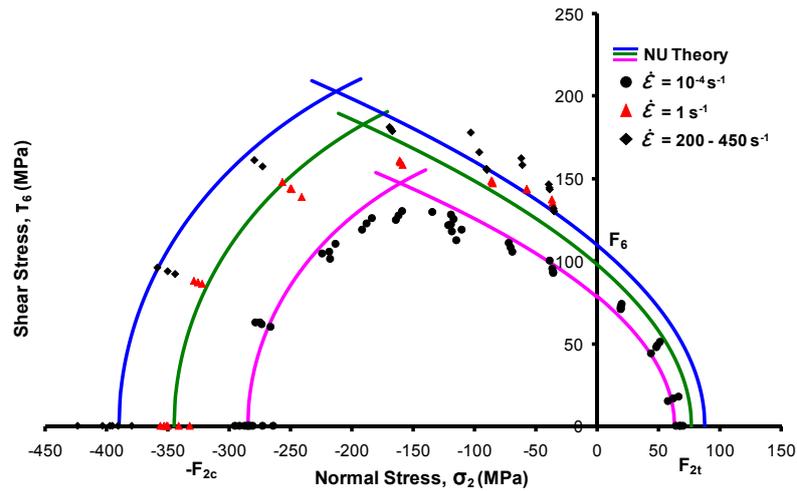


FIGURE 3.1 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et les enveloppes à rupture pour le composite UD carbone / époxy AS4/3501-6 prédits par la théorie NU, tirée des travaux de Daniel *et al.* [94].

Un deuxième critère a été proposé par Raimondo *et al.* [14]. Ces auteurs proposent pour décrire l'évolution du critère de rupture avec la vitesse de déformation d'utiliser une expression log-logarithmique quadratique dont la forme est la suivante :

$$\sigma_f(\dot{\epsilon}) = k_0 + k_1 * \log(\dot{\epsilon}) + k_2 * (\log(\dot{\epsilon}))^2 \quad (3.2)$$

Avec k_0 , k_1 , et k_2 des constantes à identifier. Cependant, dans ces mêmes travaux Raimondo *et al.* [14] ont montré que l'identification des constantes pour un composite UD carbone / époxy, le IM7-8552, amenait à une valeur k_2 égale à zéro. Par conséquent le critère proposé par Raimondo *et al.* [14] est identique à celui de Daniel *et al.* [3, 94] pour le matériau étudié.

Le troisième critère a été proposé par Tao *et al.* [95]. Ce critère est un critère polynomial défini par l'équation suivante :

$$\sigma_f(\dot{\epsilon}) = \sigma_f(\dot{\epsilon}_0) * (1 + A\dot{\epsilon}^m) \quad (3.3)$$

Avec $\sigma_f(\dot{\epsilon}_0)$ la limite à rupture en quasi-statique et A et m des paramètres à identifier. Dans les travaux de Tao *et al.*, ce critère a été identifié pour divers composites : carbone / époxy, verre / époxy, verre / vinylester. Dans les travaux de Tao *et al.* [95], les valeurs obtenues à l'aide de ces critères sont en accord avec les données expérimentales pour les composites étudiés, comme le montre la Figure 3.2.

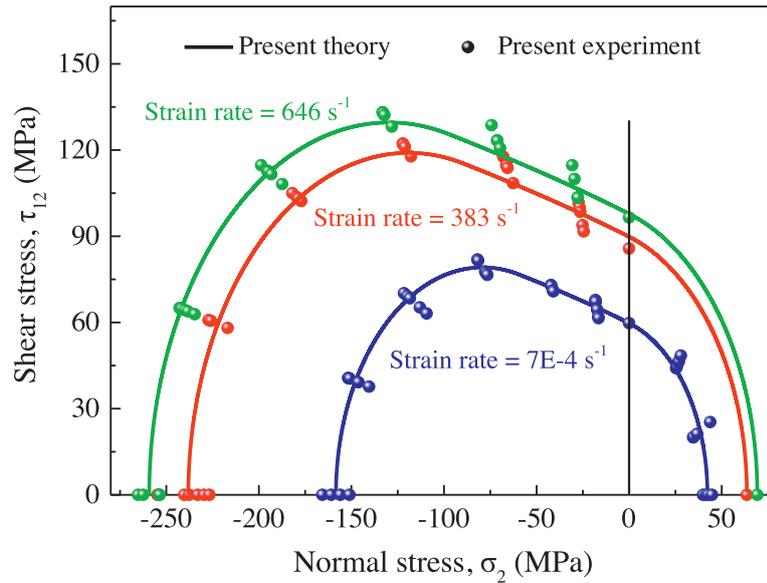


FIGURE 3.2 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et les enveloppes à rupture pour le composite UD E-glass/6509 prédits par le critère de Tao pour trois vitesses de déformation, tirée des travaux de Tao *et al.* [95].

Dans un deuxième temps, les critères précédemment présentés ont été comparés avec les données expérimentales de la limite de transition.

3.1.1.2 Application des critères à la limite de transition

Les trois modèles précédemment présentés ont été proposés sur la base de données expérimentales disponibles pour trois vitesses de déformation. Dans le cas présent, les contraintes et déformations de transition sont évaluées pour six vitesses de déformation.

Dans un premier temps, le critère proposé par Daniel *et al.* a été considéré. Sur la Figure 3.3, les valeurs obtenues à l'aide d'un modèle de type linéaire logarithmique comme celui proposé par Daniel *et al.* sont comparées aux contraintes de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ précédemment mesurées. Ce modèle est représenté par la ligne discontinue rouge. Le modèle logarithmique semble insuffisant pour décrire l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation sur la large gamme de vitesses étudiée. Ce modèle ne permet pas de rendre compte de l'ensemble des phénomènes mis en jeu. De plus, un modèle de type linéaire logarithmique induit une contrainte de transition infinie pour une vitesse de déformation infinie, ce qui ne semble pas physique.

Dans un deuxième temps, la forme complète du critère de Raimondo *et al.* a été considérée, c'est-à-dire en considérant k_2 quelconque. Ce critère a été identifié à l'aide des données expérimentales de la contrainte de transition. Les résultats obtenus ont été tracés sur la Figure 3.3. Le critère de Raimondo *et al.* est représenté par la ligne discontinue verte. Après identification, le paramètre k_2 a été obtenu égal à $-3.2 * 10^{-2}$. Le critère proposé par Raimondo *et al.* semble insuffisant pour décrire l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation sur la large gamme de vitesses étudiée. De plus, le critère proposé conduirait de la même façon à une contrainte de transition infinie pour une vitesse de déformation infinie, ce qui ne semble pas physique.

Pour terminer, le critère proposé par Tao *et al.* a été considéré. Ce critère a été identifié à l'aide des données de contraintes de transition obtenues dans la section 2.2. Sur la Figure 3.3, les valeurs

de contraintes obtenues à l'aide d'un modèle type polynomial comme celui proposé par Tao *et al.* sont comparées aux valeurs de contraintes de transition précédemment mesurées. Ce critère est représenté par la ligne continue bleue. Il ne semble pas être suffisant pour décrire l'évolution de la transition avec la vitesse de déformation. De plus, un modèle de type polynomial induirait, comme précédemment, une valeur de la transition infinie pour des vitesses infinies. Ce qui ne semble pas pertinent. Un modèle comprenant une asymptote haute et une asymptote basse semblerait plus approprié pour éviter une contrainte de transition infinie notamment.

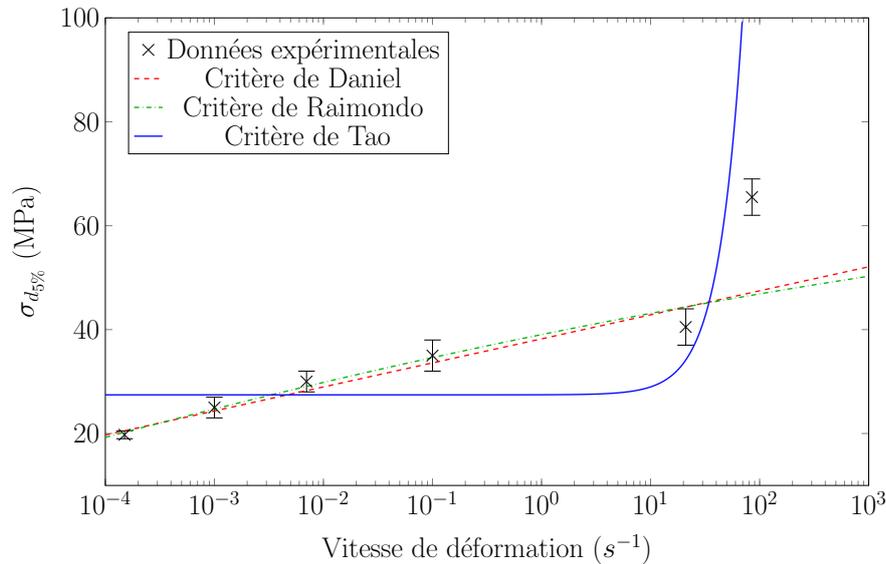


FIGURE 3.3 – Comparaison entre les contraintes expérimentales $\sigma_{d5\%}$ mesurées et les modèles de la littérature composite à 20°C pour le T700GC/M21.

En conclusion, les trois critères proposés dans la littérature des composites ne permettent pas de décrire précisément l'évolution de la contrainte / déformation de transition avec la vitesse de déformation.

3.1.2 Modélisation de la dépendance à la température des critères

Actuellement la littérature des composites concernant la prise en compte de l'influence de la température sur les critères de rupture ou de limite élastique est peu fournie.

3.1.2.1 Contraintes résiduelles de cuisson

Une première approche possible serait de considérer les déformations résiduelles de cuisson ε^{th} dues au processus de fabrication du composite. En effet, la différence de comportement fibre / matrice induit des contraintes résiduelles de cuisson à l'échelle microscopique. Pour un stratifié, la différence de dilatation entre les différents plis impliquent la présence de contraintes résiduelles de cuisson dans chaque pli du stratifié.

Une méthode utilisée pour prendre en compte ces contraintes résiduelles de cuisson est de les intégrer dans la loi de comportement [11]. L'approche proposée est une approche en contraintes planes. Cette méthode est décrite ci-dessous :

$$\underline{\sigma} = \underline{\underline{C}}^0 : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{th}) \quad (3.4)$$

Avec :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = (T - T_0) \begin{pmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ 0 \end{pmatrix} \quad (3.5)$$

Avec $\underline{\underline{C}}^0$ la rigidité élastique initiale, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ le tenseur des déformations totales, T la température de l'essai, T_0 la température de contrainte libre, α_1 le coefficient de dilatation thermique dans la direction des fibres et α_2 le coefficient de dilatation thermique dans la direction transverse.

La prise en compte de ces contraintes résiduelles de cuisson implique des contraintes dans le pli supérieures à celles obtenues par un calcul élastique pur [11]. Par conséquent, un critère de rupture pourrait s'activer pour un chargement macroscopique moins élevé que pour un calcul élastique pur, comme le montre Laurin pour un composite Eglass/MY750 [11].

Dans les travaux présentés, cette méthode de prise en compte des contraintes résiduelles de cuisson est utilisée pour savoir si la non linéarité observée aux basses températures est due à l'activation d'un critère de rupture dans le pli.

3.1.2.2 Évaluation de l'influence des contraintes résiduelles de cuisson sur le T700GC/M21

Pour appliquer cette méthode au matériau étudié le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s, le modèle viscoélastique bi-spectral développé par Berthe [63, 71] ainsi que les résultats précédemment obtenus dans ces travaux ont été utilisés. Les paramètres utilisés pour le modèle viscoélastique bi-spectral sont ceux identifiés dans la thèse de Berthe [4]. La température de contrainte libre est tirée de la thèse de Huchette [19] et les coefficients thermiques sont tirés des travaux de Laurin [11] ($T_0 = 180^\circ\text{C}$, $\alpha_1 = -1.10^{-6}/^\circ\text{C}$ et $\alpha_2 = 26.10^{-6}/^\circ\text{C}$).

Pour évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement du matériau étudié, le tenseur des contraintes dans chaque pli sera évalué à l'aide du modèle bi-spectral [4] tout d'abord sans prise en compte des contraintes résiduelles de cuisson (calcul élastique) puis avec prise en compte des contraintes résiduelles de cuisson (calcul thermo-élastique). Ces contraintes seront évaluées pour un chargement macroscopique allant de zéro jusque la limite de transition évaluée expérimentalement à l'aide la méthode précédemment présentée dans la section 2.3.1. Quatre configurations extrêmes ont été considérées pour cette étude : à température ambiante pour une vitesse quasi-statique de $8,3.10^{-6} \text{ m/s}$ et pour une vitesse dynamique de 2 m/s , puis à -100°C pour une vitesse quasi-statique de $8,3.10^{-4} \text{ m/s}$ et pour une vitesse dynamique de 0.5 m/s . La résistance en traction pour le T700GC/M21 est de 1900 MPa . Cette valeur est très supérieure aux valeurs obtenues pour la contraintes σ_{11} des tenseurs évalués. Sur les Figures 3.4 et 3.5, l'évolution de la contrainte transverse σ_{22} est tracée en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un chargement dans la direction x sur le T700GC/M21 à 20°C en quasi-statique (Figure 3.4) et en dynamique (Figure 3.5).

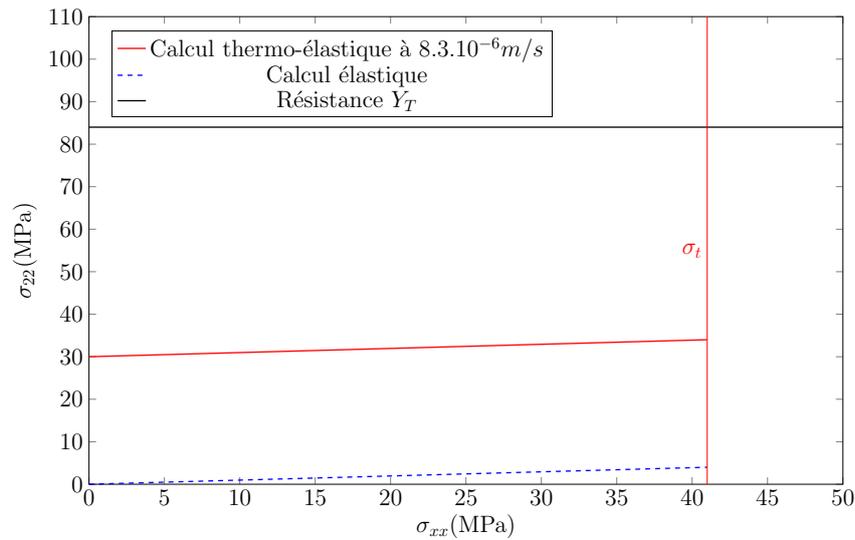


FIGURE 3.4 – Évolution de la contrainte transverse σ_{22} en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un essai de traction uniaxiale sur le T700GC/M21 à 20°C et à $8,3.10^{-6}\text{m/s}$.

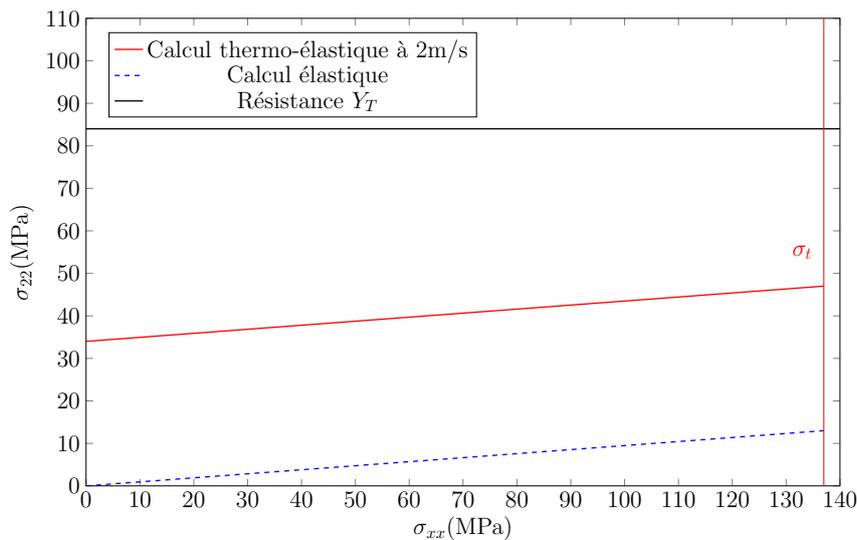


FIGURE 3.5 – Évolution de la contrainte transverse σ_{22} en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un essai de traction uniaxiale sur le T700GC/M21 à 20°C et à 2m/s .

Le trait vertical rouge représente la contrainte de transition. La ligne discontinue bleu représente les valeurs obtenues par le calcul élastique. La ligne continue rouge représente les valeurs obtenues pour le calcul thermo-élastique. La ligne noire représente la résistance dans le sens transverse. Les contraintes résiduelles de cuisson initiale en quasi-statique sont de 30MPa et en dynamique de 34MPa . Les contraintes évaluées avec prise en compte des contraintes de cuisson résiduelles sont inférieures à la résistance dans le sens transverse. Par conséquent, la non linéarité observée à température ambiante n'est pas due à l'activation du critère de rupture interfibre. Sur les Figures 3.6 et 3.7, l'évolution de la contrainte transverse σ_{22} est tracée en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un chargement dans la direction x sur le T700GC/M21 à -100°C en quasi-statique (Figure 3.6) et en dynamique (Figure 3.7).

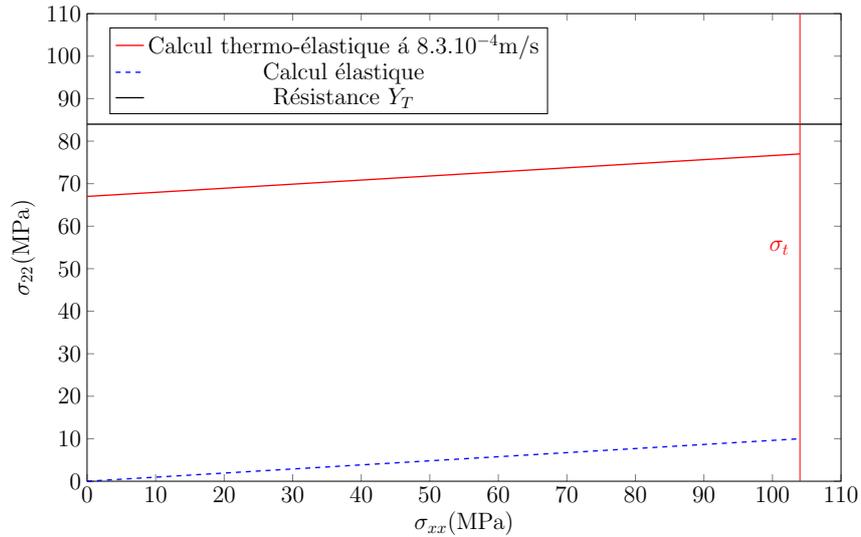


FIGURE 3.6 – Évolution de la contrainte transverse σ_{22} en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un essai de traction uniaxiale sur le T700GC/M21 à -100°C et à $8,3 \cdot 10^{-4} \text{m/s}$.

Comme précédemment, la ligne continue rouge représente le calcul thermo-élastique, la ligne bleue discontinue représente le calcul élastique, la ligne rouge verticale la limite de transition et la ligne noire la résistance dans le sens transverse. Les contraintes résiduelles de cuisson initiale en quasi-statique sont de 67MPa et en dynamique de 65MPa. Les contraintes évaluées avec prise en compte des contraintes de cuisson résiduelles sont inférieures à la résistance dans le sens transverse. Par conséquent, la non linéarité observée à basses températures n'est pas due à l'activation du critère de rupture interfibre.

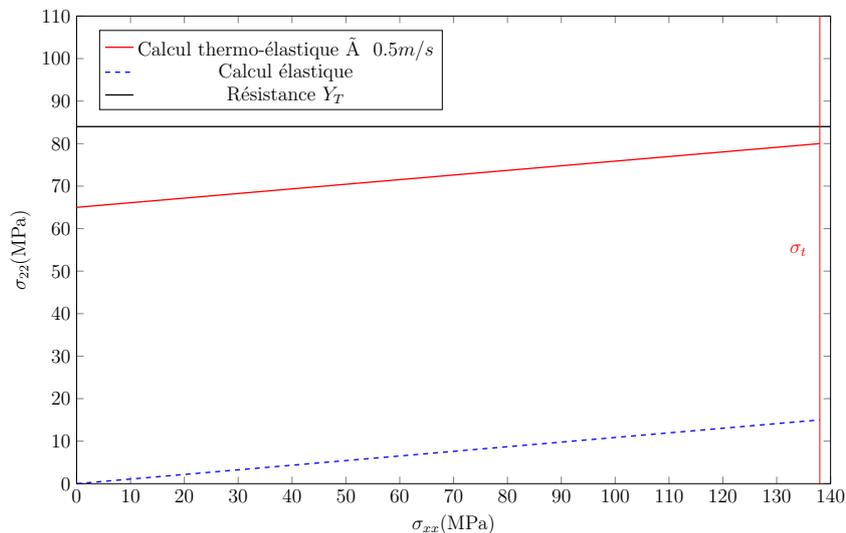


FIGURE 3.7 – Évolution de la contrainte transverse σ_{22} en fonction du chargement macroscopique σ_{xx} dans le pli à 45° pour un essai de traction uniaxiale sur le T700GC/M21 à -100°C et à 0.5m/s .

Par conséquent, la non linéarité observée, et particulièrement à basses températures ne peut pas être attribuée à une rupture interfibre et ne peut donc pas être décrite à l'aide d'un critère de rupture classique. Cette méthode ne semble pas être suffisante pour décrire l'évolution de la tran-

sition en fonction de la température. De plus, la méthode décrite ci-dessus implique une simple translation des valeurs à 20°C ce qui ne semble pas correspondre à ce qui a été observé dans le chapitre 2.

En conclusion, les modèles disponibles dans la littérature des composites permettant de décrire l'évolution de divers critères, tels que la limite à rupture, avec la vitesse de déformation et la température s'avèrent insuffisants pour décrire l'évolution de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire telle qu'elle est définie dans ces travaux.

Dans un deuxième temps, la littérature sur les polymères a donc été étudiée. De façon similaire à ce qui a été fait dans la littérature des composites, les dépendances à la vitesse de déformation et à la température sont traitées séparément. Dans un premier temps la prise en compte de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la transition a été étudiée.

3.2 Modélisation de l'influence de la vitesse de déformation sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire

Dans leurs travaux Boumbimba et al. [55, 56], Raimondo et al. [14] et Wang et al. [57] ont montré que le comportement mécanique en cisaillement d'un matériau composite était fortement dépendant de celui de sa matrice. Par conséquent, la littérature des polymères, et plus particulièrement celle des résines époxy, a été considérée.

Gerlach et al. [82] et Jordan et al. [86] ont proposé de modéliser l'évolution de la limite élastique de résines époxy en fonction du logarithme de la vitesse de déformation à l'aide d'un modèle bilinéaire. Cependant, comme précédemment, un modèle de type bilinéaire amènerait une contrainte ou déformation de transition infinie pour une vitesse de déformation infinie, ce qui ne semble pas physique. Par conséquent ce modèle n'est pas étudié dans la suite des travaux. Gerlach et al. [82] ont également proposé de modéliser l'influence de la vitesse de déformation sur un critère de rupture en déformation à l'aide d'un modèle inspiré par Goldberg [96]. Ce modèle est présenté dans le paragraphe suivant.

3.2.1 Présentation des critères de la littérature des polymères

Le modèle décrivant l'évolution de la déformation à rupture pour la résine époxy RTM6 proposé par Gerlach et al. [82] s'inspire de la loi de Weibull [97] et peut être défini par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{fail} = \varepsilon_{ini} + \varepsilon_{diff} * (1 - \exp(-C_2 * \dot{\varepsilon}^{C_3})) \quad (3.6)$$

Dans cette équation ε_{ini} correspond à la déformation à rupture initiale, ε_{diff} correspond à la différence entre les déformations à rupture mesurées expérimentalement en quasi-statique et en dynamique et C_2 et C_3 sont des constantes liées au matériau. Ce modèle est intéressant car il permet d'obtenir une valeur à saturation de la déformation à rupture pour des vitesses de déformation importantes. Par conséquent, il a été choisi dans ces travaux de thèse d'utiliser un modèle similaire pour décrire l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation.

3.2.1.1 Définition du critère sigmoïdal pour la limite en contrainte

L'équation utilisée, adaptée du critère de Gerlach et al. [82], pour décrire l'évolution de la contrainte de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ avec la vitesse de déformation est la suivante :

$$\sigma_{d_{5\%}} = \sigma_0 + \sigma_{diff} * (1 - \exp(-C_2 * \dot{\epsilon}^{C_3})) \quad (3.7)$$

Par la suite, ce critère est appliqué aux résultats obtenus dans la section 2. Les résultats sont présentés ci-dessous.

Les résultats expérimentaux disponibles à température ambiante ne permettent pas d'obtenir la valeur à saturation de la contrainte de transition. Par conséquent la valeur à saturation est choisie de manière arbitraire et correspond à la valeur de contrainte la plus haute mesurée expérimentalement, en prenant en compte les essais à basses températures. Les autres paramètres du modèle ont été identifiés à l'aide d'une optimisation au sens des moindres carrés en utilisant les résultats obtenus pour chaque essai et non une valeur moyenne de $\sigma_{d_{5\%}}$. Ces optimisations ont été réalisées à l'aide du logiciel PYTHON. La fonction permettant d'évaluer les résidus utilisés pour réaliser l'optimisation est définie comme suit :

$$résidus = \left(\frac{\sigma_{d_{5\%}} - \sigma_{modèle}}{\sigma_{d_{5\%}}} \right)^2 \quad (3.8)$$

Cette même fonction a été réutilisée pour chaque optimisation réalisée dans ce chapitre. Après identification, la moyenne des résidus obtenus pour ce critère en contrainte est de l'ordre de 5%. La médiane est de 4%. Les moyennes et les médianes sont similaires, la distribution suit donc une loi normale. Pour terminer, l'écart type est de 0.04. La dispersion est donc faible. Les résultats obtenus après identification ont été tracés sur la Figure 3.8 pour la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$.

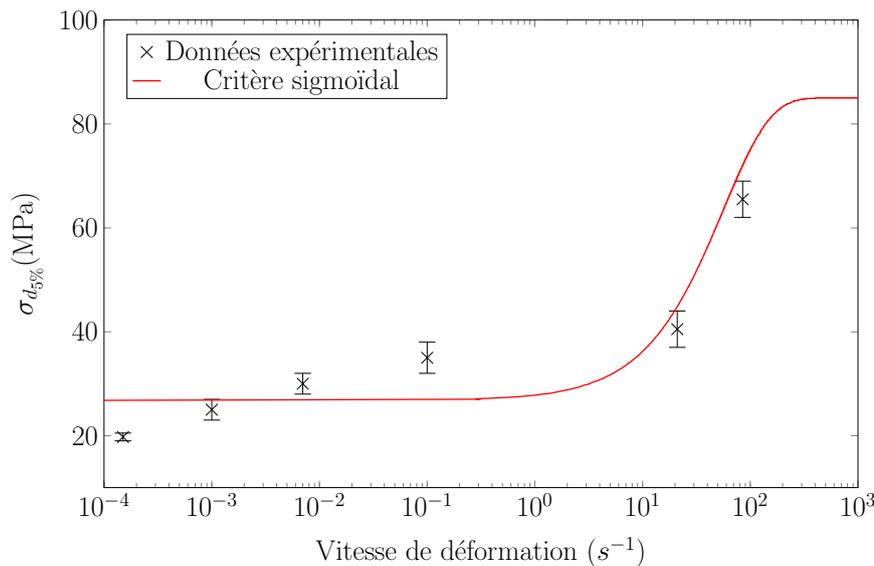


FIGURE 3.8 – Application du critère sigmoïdal [82] à la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ à température ambiante pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s.

3.2.1.2 Définition du critère sigmoïdal pour la limite en déformation

Un modèle similaire peut être utilisé pour décrire l'évolution de la déformation de transition avec la vitesse de déformation. L'équation utilisée pour décrire cette évolution est la suivante :

$$\varepsilon_{d_{5\%}} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{diff} * (1 - \exp(b_2 * \dot{\varepsilon}^{b_3})) \quad (3.9)$$

Ce critère a été appliqué aux résultats obtenus dans la section 2. Comme précédemment, les résultats expérimentaux disponibles à température ambiante ne permettent pas d'obtenir la valeur à saturation de la déformation de transition. Par conséquent la valeur à saturation est choisie de manière arbitraire et correspond à la valeur de déformation la plus haute mesurée expérimentalement, en prenant en compte les essais à basses températures. Les autres paramètres du modèle ont été identifiés à l'aide d'une optimisation au sens des moindres carrés en utilisant les résultats obtenus pour chaque essai et non une valeur moyenne de $\varepsilon_{d_{5\%}}$. Ces optimisations ont été réalisées à l'aide du logiciel PYTHON. La fonction permettant d'évaluer les résidus utilisée pour réaliser l'optimisation est définie comme suit :

$$résidu = \left(\frac{\varepsilon_{d_{5\%}} - \varepsilon_{modèle}}{\varepsilon_{d_{5\%}}} \right)^2 \quad (3.10)$$

Cette même fonction a été réutilisée pour chaque optimisation réalisée dans ce chapitre. Après identification, la moyenne des résidus obtenus pour ce critère en déformation est de 4%. La médiane est de 3%. Les moyennes et les médianes sont similaires, la distribution suit donc une loi normale. Pour terminer, l'écart type est de 0.03. La dispersion est donc faible. Les résultats obtenus après identification ont été tracés sur la Figure 3.9 pour la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$.

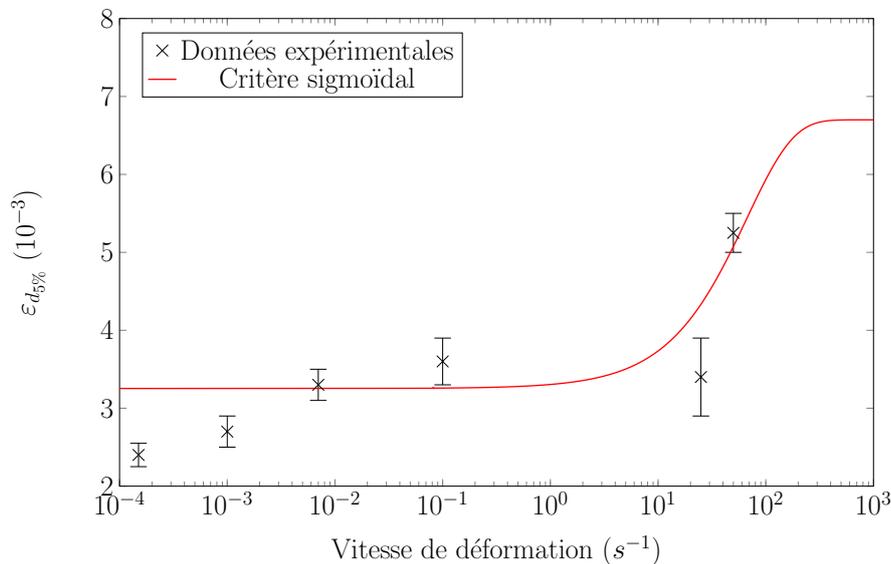


FIGURE 3.9 – Application du critère sigmoïdal [82] à la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ à température ambiante pour le T700GC/M21.

3.2.1.3 Analyse des résultats obtenus avec le modèle sigmoïdal

D'après les résultats présentés sur les Figures 3.8 et 3.9, le critère semble être en accord avec les résultats expérimentaux pour les hautes vitesses de déformation, entre $10^{-1} s^{-1}$ et $10^{-3} s^{-1}$, mais

pas pour les basses vitesses de déformation. En effet, dans leurs travaux Gerlach et al. [82] identifiaient le modèle de déformation à rupture sur une gamme de vitesses de déformation comprises entre $10^{-1} s^{-1}$ et $10^3 s^{-1}$. Sur cette même gamme de vitesses de déformation, le modèle permet de décrire l'évolution de la déformation et de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation. Cependant, cette gamme est plus réduite que celle étudiée dans les travaux de thèse présentés ($[10^{-4} s^{-1} - 10^2 s^{-1}]$). Sur la gamme de vitesses étudiée, de nombreux mécanismes sont mis en jeu. De plus, l'identification a été réalisée en imposant la valeur à saturation, que ce soit pour la contrainte ou la déformation de transition. Par conséquent, il est logique que le critère sigmoïdal permettent de décrire l'évolution de la transition pour les hautes vitesses plutôt que les basses vitesses. Le critère décrit par les équations (3.7) et (3.9) semble donc devenir insuffisant pour décrire l'évolution de la contrainte et de la déformation de transition avec la vitesse de déformation. Il ne permet pas de rendre compte de l'ensemble des mécanismes impliqués.

Cependant, ce modèle est intéressant car il permet d'obtenir une valeur à saturation de la transition et il décrit correctement l'évolution de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire pour les hautes vitesses de déformation. Par conséquent, il est proposé d'adapter ce critère pour décrire l'évolution de la transition sur la large gamme de vitesses de déformation étudiée.

Dans des travaux de Jordan et al. [86], il est proposé d'utiliser un modèle bi-sigmoïdal pour décrire l'évolution du module d'élasticité en fonction de la température, comme présenté sur la Figure 3.10. Cette Figure est obtenue en utilisant la méthode Decompose / Shift / Reconstruct décrite dans les travaux de Mulliken et al. [87, 88]. Cette méthode permet de décomposer le module suivant les mécanismes mis en jeu. D'après les travaux de Jordan et al. et comme présenté sur la Figure 3.10, chaque sigmoïde représente des mécanismes différents reliés aux températures de transition, une sigmoïde représentant la transition β aux basses températures et une sigmoïde représentant la transition α pour les températures moyennes.

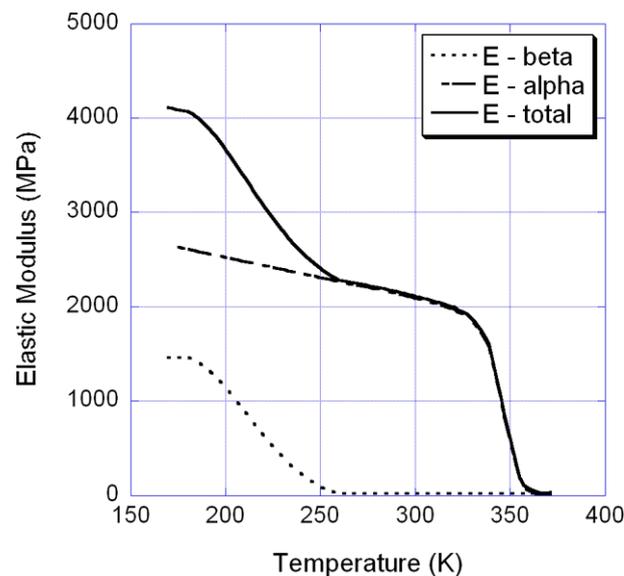


FIGURE 3.10 – Module d'élasticité d'une résine époxy mesuré par DMA pour une vitesse de $0.0032 s^{-1}$ décomposé en ses composantes α et β , tiré des travaux de Jordan et al. [86].

Comme mentionné au chapitre précédent, les mécanismes α et β correspondent à des phénomènes de blocage des mobilités des macromolécules. La relaxation α est appelée relaxation

principale et est en générale liée à la transition vitreuse. La relaxation β , dite secondaire, reste encore peu étudiée et se produit pour des températures inférieures à celles de la transition vitreuse. Les mécanismes responsables de cette transition restent peu clairs. Ils sont reliés à la mobilité moléculaire de la chaîne principale ainsi que des groupements annexes [88], et en particulier pour les résines type époxy à la relaxation des groupements glyceryl ou diphenylpropane [89].

En ce qui concerne la modélisation de la limite élastique, de nombreux auteurs [90, 98, 99] ont montré que généralement deux mécanismes rhéologiques étaient nécessaires pour décrire complètement l'évolution de la limite élastique avec la vitesse de déformation. Tenant compte de cette information, de nombreux modèles ont été développés [83, 84, 87, 88, 100] sous forme d'une expression pouvant se décomposer en deux parties : une partie décrivant les mécanismes α et une partie décrivant les mécanismes β .

Cette méthode de modélisation rejoint partiellement celle utilisée dans les travaux de Berthe [4, 63] pour décrire l'évolution du comportement viscoélastique avec la vitesse de déformation. Dans ces travaux, il a été proposé d'utiliser un modèle bi-spectral pour décrire les mécanismes mis en jeu dans l'évolution du comportement linéaire, comme cela a déjà été évoqué dans la section 1.3.2.1. La loi bi-spectrale utilisée permet de décomposer la déformation visqueuse en mécanismes visqueux élémentaires associés à des temps de relaxation. Cette loi est utilisée pour prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement linéaire. Chaque spectre représente des mécanismes différents : un premier spectre pour les mécanismes quasi-statiques et un second spectre pour les mécanismes dynamiques.

3.2.2 Critère bi-sigmoïdal

En s'inspirant de la littérature, un modèle de type bi-sigmoïdal pourrait être utilisé pour décrire l'évolution de la transition avec la vitesse de déformation. Une sigmoïde permettrait de décrire les mécanismes à basses vitesses et une deuxième sigmoïde permettrait de décrire les mécanismes à hautes vitesses. En s'inspirant de l'ensemble des travaux précédemment présentés, il est proposé de superposer deux fonctions du type de celle proposée par Gerlach et al.[82] pour construire un modèle bi-sigmoïdal. Dans ce critère, chaque sigmoïde décrit des mécanismes différents.

3.2.2.1 Définition du critère bi-sigmoïdal pour la limite en contrainte

Le critère proposé permettant de décrire l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation peut s'écrire comme suit :

$$\sigma_{d_{5\%}} = \sigma_0 + \sigma_{diff_1} * \exp(b_1 * \dot{\epsilon}^{c_1}) + \sigma_{diff_2} * \exp(b_2 * \dot{\epsilon}^{c_2}) \quad (3.11)$$

Sept paramètres sont nécessaires pour décrire l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation. Comme précédemment, la valeur de contrainte à saturation σ_0 à 20°C n'est pas connue expérimentalement. Par conséquent, le même choix que pour le modèle simple sigmoïde a été fait, c'est-à-dire la valeur à saturation correspond à la contrainte de transition expérimentale maximale mesurée en considérant tous les essais et notamment ceux à basses températures. Les autres paramètres ont été obtenus en réalisant une optimisation au sens des moindres carrés sur tous les résultats expérimentaux disponibles et non sur une valeur moyenne, à l'aide du logiciel PYTHON. Les paramètres obtenus après identification sont résumés dans le Tableau 3.1. Les paramètres en noirs sont les paramètres obtenus grâce à l'optimisation. Le paramètre bleu est

le paramètre préalablement choisi. Après identification, la moyenne des résidus est de 1.4% et la

σ_0 (MPa)	σ_{diff_1} (MPa)	b_1 (s)	c_1	σ_{diff_2} (MPa)	b_2 (s)	c_2
80	-12	-360	1	-47	-0.1	1

TABLEAU 3.1 – Paramètres obtenus après identification pour la $\sigma_{d_{5\%}}$ du T700GC/M21.

médiane est de 0.8%. Ce critère bi-sigmoïdal permet de diminuer la moyenne et la médiane des résidus d'environ 70% par rapport à un critère sigmoïdal. L' écart type du résidu est de 0.025, la dispersion est donc faible.

Sur la Figure 3.11, les valeurs de transition en contrainte obtenues grâce au critère proposé sont comparées avec les valeurs de transition en contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ obtenues expérimentalement.

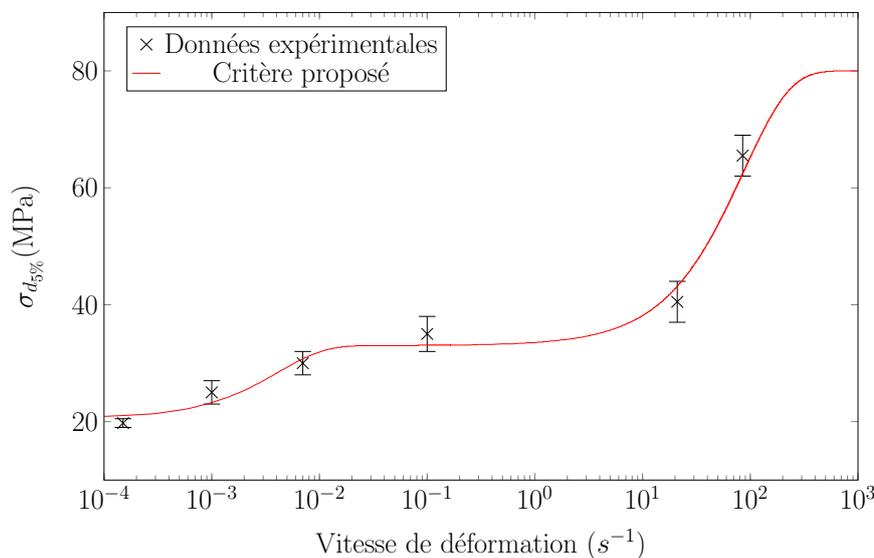


FIGURE 3.11 – Application du critère bi-sigmoïdal proposé à la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ à température ambiante pour le T700GC/M21.

Les résultats obtenus à l'aide du critère proposé sont en accord avec les résultats expérimentaux.

3.2.2.2 Définition du critère bi-sigmoïdal pour la limite en déformation

Un modèle similaire peut être utilisé pour décrire l'évolution de la déformation de transition avec la vitesse de déformation. L'équation utilisée est la suivante :

$$\varepsilon_{d_{5\%}} = \varepsilon_0 + \varepsilon_{diff_1} * \exp(d_1 * \dot{\varepsilon}^{e_1}) + \varepsilon_{diff_2} * \exp(d_2 * \dot{\varepsilon}^{e_2}) \quad (3.12)$$

Le même choix que pour le modèle simple sigmoïde a été fait, c'est-à-dire la valeur à saturation correspond à la déformation de transition expérimentale maximale mesurée en considérant tous les essais et notamment ceux à basses températures. Les autres paramètres ont été obtenus en réalisant une optimisation au sens des moindres carrés sur tous les résultats expérimentaux disponibles et non sur une valeur moyenne, à l'aide du logiciel PYTHON. Les paramètres obtenus après identification sont résumés dans le Tableau 3.2. Le même code couleur que précédemment

ϵ_0	ϵ_{diff_1}	$d_1(s)$	e_1	ϵ_{diff_2}	$b_2(s)$	e_2
7	-1.13	-277	1	-3.20	-0.01	1

TABLEAU 3.2 – Paramètres obtenus après identification pour la $\epsilon_{d_{5\%}}$ du T700GC/M21.

est utilisé. Après identification, la moyenne des résidus est de 1.5% et la médiane est de 0.7%. Comme précédemment, ce critère bi-sigmoïdal permet de diminuer la moyenne et la médiane des résidus d'environ 70% par rapport à un critère sigmoïdal. L' écart type du résidu est de 0.025, la dispersion est donc faible.

Sur la Figure 3.12, les valeurs de transition en déformation obtenues grâce au critère proposé sont comparées avec les valeurs de transition en déformation $\epsilon_{d_{5\%}}$ obtenues expérimentalement.

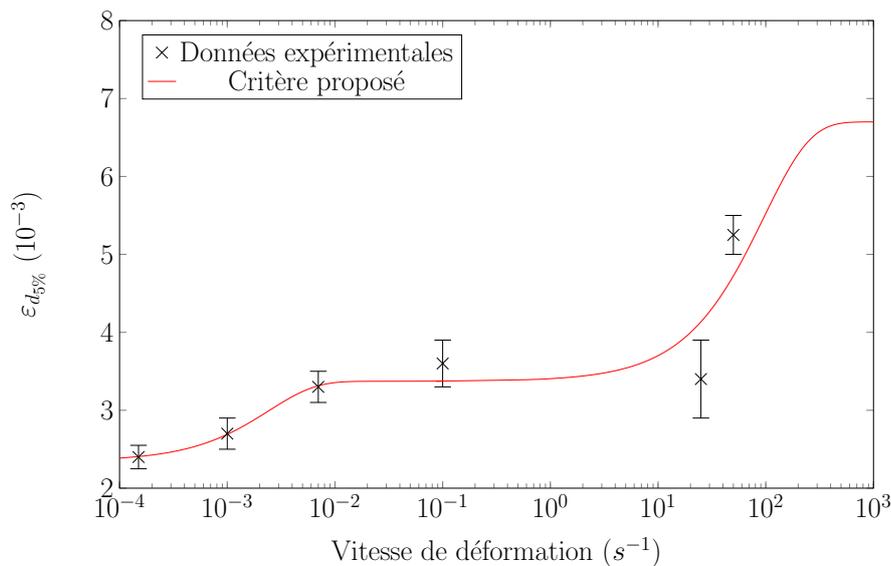


FIGURE 3.12 – Application du critère bi-sigmoïdal proposé à la déformation $\epsilon_{d_{5\%}}$ à température ambiante pour le T700GC/M21.

Sur les deux Figures 3.11 et 3.12, les résultats obtenus à l'aide du critère proposé sont en accord avec les résultats expérimentaux. Ce critère permet de décrire l'évolution de la transition définie à la section 2.3.1 avec la vitesse de déformation sur toute la gamme de vitesses étudiée.

Cependant cette transition évolue également avec la température et cette évolution ne peut pas être décrite à l'aide des méthodes classiques de prise en compte de l'influence de la température, telles que la prise en compte des contraintes résiduelles de cuisson. Par conséquent une autre méthode est proposée dans le paragraphe suivant.

3.3 Modélisation de l'influence de la température sur le critère de transition comportements linéaire/non linéaire

3.3.1 Modélisation de la dépendance à la température des critères de limite élastique des polymères

La littérature des composites concernant l'influence de la température sur divers critères est peu fournie. Par conséquent, la littérature des polymères a été considérée, et plus particulièrement les travaux de Richeton et al. [83, 84]. Ces auteurs ont proposé un modèle dépendant de la température qui permet de décrire l'évolution de la limite élastique de divers polymères : PMMA, PC, etc. Le modèle proposé par Richeton et al. peut être résumé par l'équation suivante :

$$\sigma_{yield} = \sigma_i(0) - m * T + \frac{2 * k * T}{V} \sinh^{-1} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0 * \exp\left(-\frac{\Delta H_\beta}{k * T}\right)} \right) \quad (3.13)$$

Avec $\sigma_i(0)$ la contrainte interne à 0 K, m une constante matériau, k la constante de Boltzmann, V le volume d'activation arbitraire, $\dot{\epsilon}_0$ la constante de vitesse de déformation pré-exponentielle et ΔH_β l'énergie d'activation des mécanismes β . Le modèle proposé par Richeton et al. [83] est basé sur les propriétés physico-chimiques du polymère considéré. Or, pour le matériau T700GC/M21 certaines de ces données ne sont pas disponibles et sont difficiles à évaluer, comme l'énergie d'activation. Ce modèle n'est donc pas directement identifiable pour le matériau étudié. L'idée proposée dans cette thèse est de s'inspirer de la philosophie générale de ce modèle pour insérer la dépendance à la température dans le modèle dépendant de la vitesse de déformation précédemment proposé. Pour cela, les termes dépendant de la température dans le modèle de Richeton sont considérés.

Par analogie avec le modèle de Richeton et al., les termes σ_{diff_1} et σ_{diff_2} définis dans le modèle dépendant de la vitesse de déformation sont remplacés par les termes dépendant de la température $\frac{2*T}{b}$ et $\frac{2*T}{e}$. Ensuite les termes b_1 et b_2 sont remplacés par $(\frac{c}{T})^d$ et $(\frac{f}{T})^g$ par analogie avec les termes du modèle de Richeton $\exp(-\frac{\Delta H_\beta}{k*T})$. Une dépendance à la température pourrait également être introduite dans le terme à saturation σ_0 en le remplaçant par une expression du type $\sigma_0 * T$. Cependant, aucune information n'est pour le moment disponible sur l'influence de la température sur le terme à saturation, il n'y a pas assez de données expérimentales. Par conséquent, il a été choisi de garder le terme à saturation sous sa forme σ_0 . La même étude peut être faite en déformation.

Finalement le critère proposé prenant en compte l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte et de la déformation de transition est le suivant :

$$\begin{cases} \sigma_{d_{5\%}} = \sigma_0 - \frac{2 * T}{b} * \exp\left(-\left(\frac{c}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) - \frac{2 * T}{e} * \exp\left(-\left(\frac{f}{T}\right)^g * \dot{\epsilon}\right) \\ \epsilon_{d_{5\%}} = \epsilon_0 - \frac{2 * T}{b'} * \exp\left(-\left(\frac{c'}{T}\right)^{d'} * \dot{\epsilon}\right) - \frac{2 * T}{e'} * \exp\left(-\left(\frac{f'}{T}\right)^{g'} * \dot{\epsilon}\right) \end{cases} \quad (3.14)$$

Les propriétés physico-chimique identifiables pour le matériau étudié sont obtenues à l'aide de Dynamic Mechanical Analysis (DMA). Les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

3.3.2 Essais d'Analyse Mécanique Dynamique (DMA) sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s

Lors de cette thèse, des essais de DMA ont été réalisés sur des éprouvettes de T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s. Ces essais ont été réalisés pour une fréquence de 1Hz et pour des températures allant de la température ambiante à 280°C. Trois essais de répétabilité ont été réalisés. Des essais à basses températures, jusque -120°C avaient été prévus, cependant un important glissement de l'éprouvette dans les mors n'ont pas permis de réaliser ces essais correctement. Par conséquent seuls les résultats obtenus pour les températures allant de la température ambiante à 280°C sont présentés dans ces travaux. Sur la Figure 3.13, les courbes module réel E' et angle de perte $\tan\delta$ sont tracées en fonction de la température. Pour le matériau étudié la transition α , associée à la transition vi-

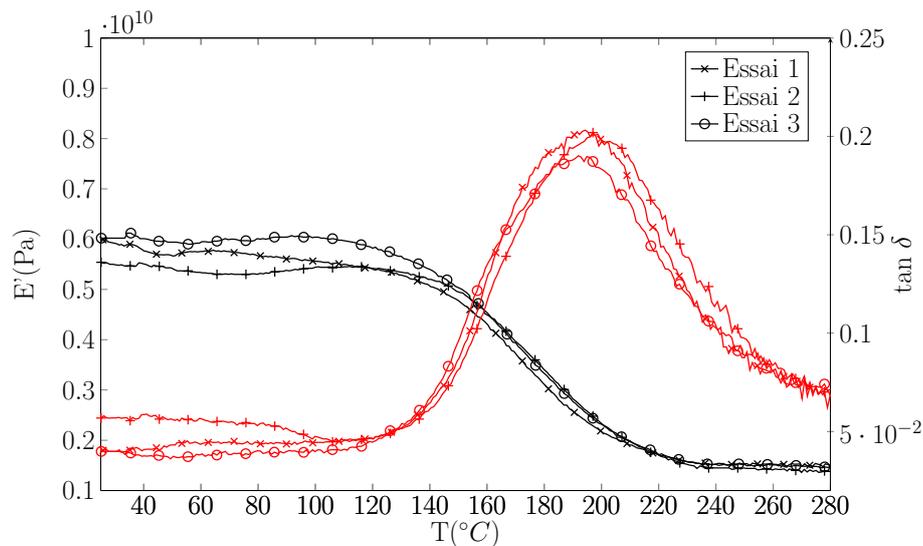


FIGURE 3.13 – Évolution du module E' (en noir) et de l'angle $\tan\delta$ (en rouge) en fonction de la température pour un essai de DMA à 1Hz de la température ambiante à 280°C pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$].

treuse, semble apparaître pour une température de $201 \pm 2^\circ\text{C}$ soit $474 \pm 2\text{K}$, d'après la Figure 3.13. Cette valeur est similaire à celle obtenue par Paris [101]. En effet, dans sa thèse Paris a obtenu une valeur de transition vitreuse égale à 201.5°C .

Ces essais n'ont pas pu être réalisés à basses températures. Par conséquent, la température de transition β n'a pas été étudiée. Dans les travaux de Berthe [4], des essais de DMA ont été réalisés sur la résine M21 et sur le T700GC/M21 [90]_g. Ces essais avaient été réalisés à 1Hz et pour des températures allant de -125°C à 260°C . Lors de ces essais, Berthe [4] a obtenu des températures de transition β de -67°C pour la résine M21. Il a également évalué les températures de transition pour le stratifié T700GC/M21 [90]_g. La température de transition β était de $-68.6 \pm 1.6^\circ\text{C}$. Les valeurs de la transition β pour la résine M21 et pour le stratifié à 90 sont de l'ordre de 203K.

En conclusion, les seules données disponibles pour le matériau d'étude sont celles obtenues par la DMA, c'est-à-dire les valeurs de températures de transition, les valeurs du module réel ainsi que de l'angle de perte. Par conséquent, le nombre de paramètres à identifier doit rester raisonnable. Des simplifications du critère décrit par l'équation 3.14 ont donc été proposées. Les identifications réalisés sans simplification sont consultables en Annexe A. Les critères proposés sont présentés dans la section suivante.

3.3.3 Définition du critère pour la limite de transition

Au vu des résultats de DMA précédemment obtenus ainsi que des identifications jointes en Annexe A, les simplifications suivantes sont proposées. Il est proposé d'imposer $d=d'=g=g'$ et $c=c'$ ainsi que $f=f'$.

Finalement le critère proposé prenant en compte l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la transition est le suivant :

$$\begin{cases} \sigma_{d_{5\%}} = \sigma_0 - \frac{2 * T}{b} * \exp\left(-\left(\frac{c}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) - \frac{2 * T}{e} * \exp\left(-\left(\frac{f}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) \\ \epsilon_{d_{5\%}} = \epsilon_0 - \frac{2 * T}{b'} * \exp\left(-\left(\frac{c}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) - \frac{2 * T}{e'} * \exp\left(-\left(\frac{f}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) \end{cases} \quad (3.15)$$

Les valeurs à saturation σ_0 et ϵ_0 sont choisies comme précédemment, en considérant les valeurs de contrainte et de déformation de transition maximales observées en prenant l'ensemble des essais incluant les essais à basses températures. Les autres paramètres sont identifiés à l'aide d'optimisations au sens des moindres carrés à l'aide du logiciel PYTHON. Ces optimisations ont été réalisées sur l'ensemble des valeurs obtenues pour chaque essai et non sur une valeur moyenne. La fonction résidu utilisée est la même que précédemment. Les paramètres obtenus sont résumés dans le tableau 3.3. Les paramètres en bleu sont ceux préalablement choisis. Les paramètres en noir sont ceux identifiés.

σ_0 (MPa)	b (K.MPa ⁻¹)	c (K)	d	e (K.MPa ⁻¹)	f (K)	g
80	48.7	475	11.5	12.4	193	11.5
ϵ_0	b' (K)	c (K)	d'	e' (K)	f (K)	g'
7	624	475	11.5	175	193	11.5

TABLEAU 3.3 – Paramètres du critère bi-sigmoïdal après identification par méthode des moindres carrés pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s

Après identification, la moyenne des résidus obtenue est de 1.4% pour les contraintes et de 1.3% pour les déformations. La médiane est de 0.8% pour les contraintes et de 0.6% pour les déformations. L'écart type est de l'ordre de 0.02 pour la transition que ce soit en contrainte ou en déformation. De plus, il est important de noter que le paramètre c est proche de la température de transition vitreuse obtenue par la DMA, qui était de 474 ± 2 K. Le paramètre f , quant-à-lui a une valeur proche de la deuxième température de transition détectée lors des essais de DMA réalisés par Berthe [4] qui était de 203K.

Sur la Figure 3.14, les contraintes de transition $\sigma_{d_{5\%}}$ (à gauche) et les déformations de transition $\epsilon_{d_{5\%}}$ (à droite) sont comparées avec les contraintes et déformations de transition obtenues par le critère bi-sigmoïdal proposé.

Le critère proposé semble être en accord avec les résultats expérimentaux. Il serait donc représentatif de la phénoménologie décrivant l'évolution de la contrainte et de la déformation de transition avec la vitesse de déformation et la température.

De plus, si les paramètres de départ sont choisis dans la plage suivante : $b=48 \pm 30$ K.MPa⁻¹, $c=478 \pm 100$ K, $d = 11.5 \pm 5$, $e=12.4 \pm 10$ K.MPa⁻¹, $f=193 \pm 100$ K, $b'=624 \pm 100$ K et $e'=175 \pm 100$ K la solution converge vers une solution unique.

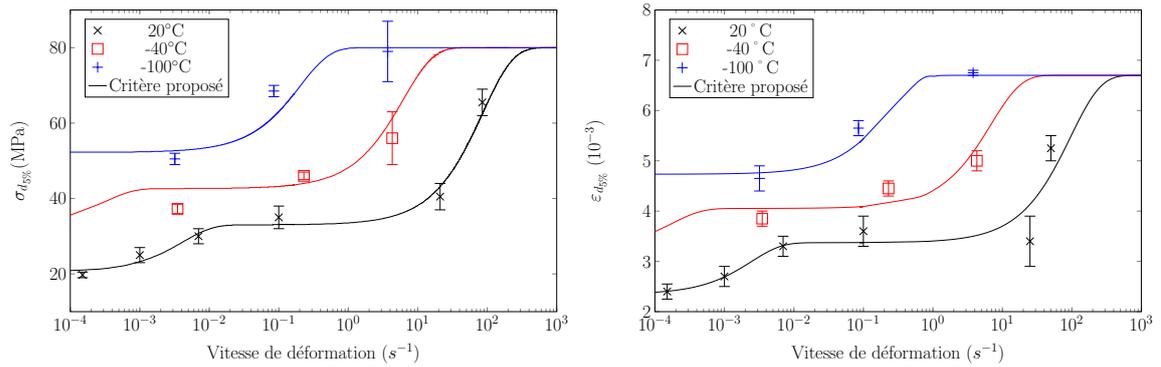


FIGURE 3.14 – Comparaison entre le critère final proposé et les données expérimentales pour la contrainte $\sigma_{d_{5\%}}$ (à gauche) et pour la déformation $\varepsilon_{d_{5\%}}$ (à droite), à température ambiante, -40°C et -100°C pour le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

3.4 Comparaison entre les critères sigmoïdal et bi-sigmoïdal

Pour terminer, une analyse statistique a été réalisée pour les différents critères utilisés dans la section 3.2 : critère sigmoïdal, critère bi-sigmoïdal sans prise en compte de la température (équations (3.11) et (3.12)) et critère bi-sigmoïdal prenant en compte la température (équations (3.14)). Pour cela, l'erreur relative entre la valeur de la transition expérimentale et la valeur de la transition évaluée par le critère est calculée à l'aide des équations suivantes :

$$\text{Erreur relative } 1 = \frac{|\sigma_{d_{5\%}} - \sigma_{\text{modèle}}|}{\sigma_{d_{5\%}}} \quad (3.16)$$

$$\text{Erreur relative } 2 = \frac{|\varepsilon_{d_{5\%}} - \varepsilon_{\text{modèle}}|}{\varepsilon_{d_{5\%}}} \quad (3.17)$$

Le but de cette section est d'évaluer les apports des différents critères proposés. Pour cela, les histogrammes du nombre d'erreurs apparues sont tracés en fonction des erreurs relatives évaluées pour chaque critère en déformation et en contrainte. Afin de pouvoir comparer l'ensemble des résultats obtenus, les critères sont identifiés uniquement pour les essais à 20°C . Les histogrammes des occurrences de l'erreur relative sont tracés pour le critère sigmoïdal sur la Figure 3.15. Ces histogrammes ont été obtenus en considérant les optimisations pour le critère sigmoïdal en contrainte et en déformation sur les essais à 20°C . Sur la Figure 3.16, les histogrammes sont tracés pour les optimisations du critère bi-sigmoïdal en contrainte et en déformation sans prise en compte de la température pour les essais à 20°C . Sur la Figure 3.17, les histogrammes des erreurs relatives sont tracés pour les optimisations du critère bi-sigmoïdal en contrainte et en déformation avec prise en compte de la température pour les essais à 20°C . Sur les histogrammes, les fonctions gaussiennes des erreurs relatives sont également tracées en trait plein.

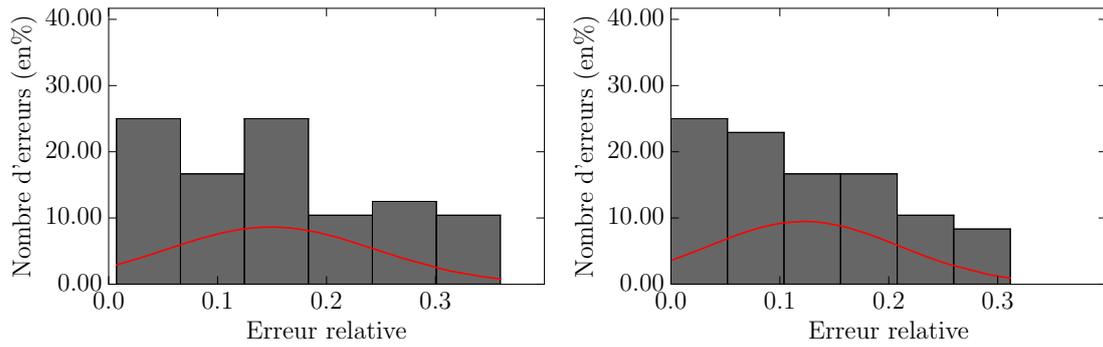


FIGURE 3.15 – Histogramme des erreurs relatives pour le critère sigmoïdal évalué en contrainte (à gauche) et en déformation (à droite) pour le T700GC/M21 à température ambiante.

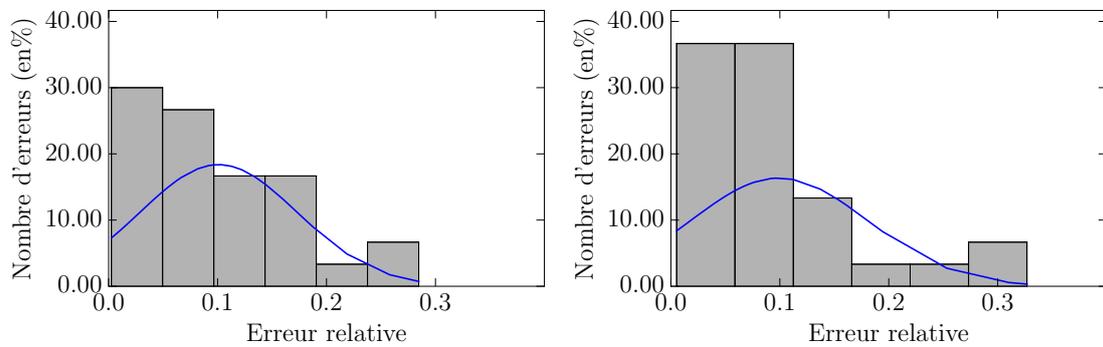


FIGURE 3.16 – Histogramme des erreurs relatives pour le critère bi-sigmoïdal sans prise en compte de la température évalué en contrainte (à gauche) et en déformation (à droite) pour le T700GC/M21 à température ambiante.

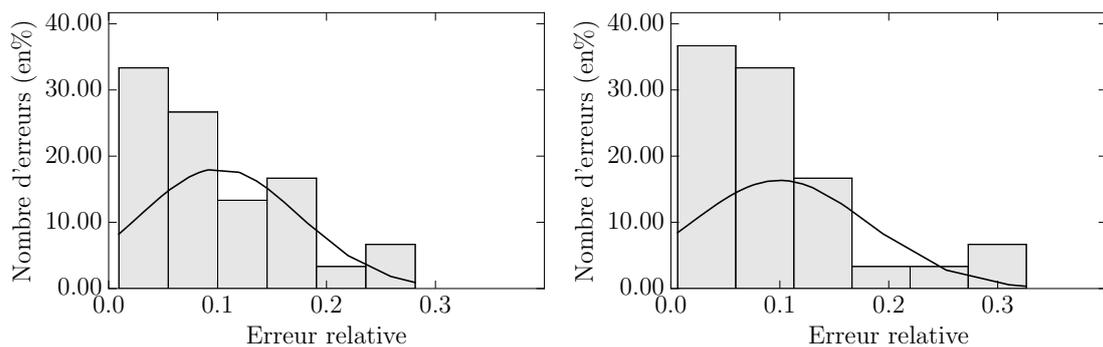


FIGURE 3.17 – Histogramme des erreurs relatives pour le critère bi-sigmoïdal avec prise en compte de la température évalué en contrainte (à gauche) et en déformation (à droite) pour le T700GC/M21 à température ambiante.

Les histogrammes des erreurs relatives pour le critère sigmoïdal sont tracés sur la Figure 3.15. Pour l'évaluation de la contrainte de transition à l'aide du critère sigmoïdal, l'erreur relative maximale mesurée est de 25% et pour la déformation de transition de 25%. 45% des contraintes de transition sont évaluées avec moins de 15% d'erreur relative. 50% des déformation de transition

sont évaluées avec moins de 15% d'erreurs relatives.

Les histogrammes obtenus pour les critères bi-sigmoïdal sans et avec prise en compte de la température sont similaires. Sur ces quatre histogrammes, 80% des points expérimentaux sont prédits avec moins de 15% d'erreur relative que ce soit en contrainte ou en déformation. L'erreur relative maximale mesurée est de 2.8% pour les contraintes de transition et de 3.1% pour les déformations de transition. Avec le critère bi-sigmoïdal la majorité des points expérimentaux sont évalués avec une erreur relative inférieure à 15%, contrairement au critère sigmoïdal.

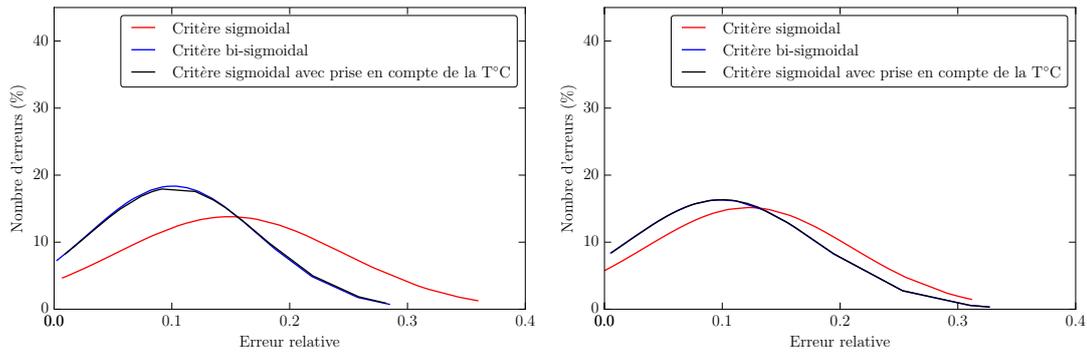


FIGURE 3.18 – Fonction gaussienne des erreurs relatives pour les trois critères en contrainte (à gauche) et en déformation (à droite) pour le T700GC/M21 à température ambiante.

Sur la Figure 3.18, les fonctions gaussiennes des erreurs relatives des trois critères sont tracées pour le critère en contrainte (à gauche) et en déformation (à droite). Sur cette Figure, la fonction gaussienne des deux critères bi-sigmoïdaux se superposent. Par conséquent, la prise en compte de la température dans le critère bi-sigmoïdal influe faiblement sur les erreurs relatives obtenues. La moyenne des erreurs relatives des critères bi-sigmoïdaux est inférieure à celle du critère sigmoïdal.

Afin de pouvoir quantifier l'apport des différents critères, la moyenne, la médiane et l'écart type des erreurs relatives sont évalués pour chaque critère en contrainte et en déformation. Ces valeurs sont résumées dans les Tableaux 3.4 et 3.5. L'erreur relative moyenne du critère bi-sigmoïdal en contrainte est inférieure de 5% à celle du critère sigmoïdal. La même évolution est observée pour la médiane. L'écart type du critère bi-sigmoïdal est également inférieur à celui du critère sigmoïdal. L'erreur relative moyenne du critère bi-sigmoïdal en déformation est inférieure de 2% de celle du critère sigmoïdal. L'écart type du critère bi-sigmoïdal est également inférieur à celui du critère sigmoïdal.

L'insertion de l'influence de la température sur le critère bi-sigmoïdal ne semble pas faire varier la moyenne, la médiane et l'écart type de l'erreur relative. Ce résultat est en accord avec les observations précédemment faites sur les histogrammes.

Critère	Moyenne	Médiane	Écart type
Simple sigmoïde	0.15	0.14	0.1
Double sigmoïde (sans température)	0.10	0.09	0.07
Double sigmoïde (avec température)	0.10	0.09	0.07

TABEAU 3.4 – Moyenne, médiane et écart type de l'erreur relative évaluée pour chaque critère en contrainte

Critère	Moyenne	Médiane	Écart type
Simple sigmoïde	0.12	0.11	0.09
Double sigmoïde (sans température)	0.1	0.07	0.08
Double sigmoïde (avec température)	0.1	0.07	0.08

TABLEAU 3.5 – Moyenne, médiane et écart type de l'erreur relative évaluée pour chaque critère en déformation

Pour terminer, les temps d'exécution CPU des identifications ont été comparés. Pour le critère sigmoïdal le temps d'exécution est de 3 μ s. Pour le critère bi-sigmoïdal sans prise en compte de la température le temps d'exécution est augmenté de 67% par rapport au critère sigmoïdal soit un temps de 5 μ s. Pour le critère bi-sigmoïdal avec prise en compte de la température le temps d'exécution est de 6 μ s soit une augmentation de 100% par rapport au critère sigmoïdal. L'insertion de la dépendance à la température augmente le temps d'identification de 20%.

3.5 Conclusions

En conclusion, le critère bi-sigmoïdal prenant en compte l'influence de la température permet de représenter la transition entre les comportements linéaire et non linéaire sur une large gamme de vitesses de déformation et de températures et avec une erreur relative faible et une faible augmentation du temps d'identification, par rapport au critère sigmoïdal. Par conséquent ce critère est celui retenu pour la suite de ces travaux.

La transition entre les comportements linéaire et non linéaire, que ce soit en contrainte ou en déformation, a été clairement définie. Une loi d'évolution permettant de décrire cette transition en fonction de la vitesse de déformation et de la température a été proposée. Ce critère est un critère bi-sigmoïdal composé de sept paramètres qui peut être défini en contrainte comme en déformation. Cette loi pourra être réutilisée dans un modèle de comportement permettant de décrire le comportement global des matériaux composites renforcés de fibres de carbone. Cette loi permet de décrire les différents mécanismes mis en jeu lors de l'évolution de cette transition avec la vitesse de déformation et la température. Elle pourra être simplifiée par la suite, pour être utilisée dans un code de calcul type "crash".

Le comportement linéaire du matériau étudié ainsi que l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur ce comportement a déjà été modélisé [4, 63]. La transition entre les comportements linéaire et non linéaire a été définie dans les travaux présentés. Une loi d'évolution permettant de décrire l'évolution de cette transition avec la vitesse de déformation et la température a également été proposée. Maintenant, il convient d'étudier et de caractériser le comportement non linéaire du matériau, de la quasi-statique à la dynamique.

Chapitre 4

Étude expérimentale du comportement non linéaire du T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$

L'objectif de ce chapitre est d'étudier le comportement non linéaire du matériau étudié ainsi que l'influence de la vitesse sur ce comportement. Pour cela, une campagne expérimentale d'essais de charges / décharges a été réalisée. Cette campagne est présentée dans la seconde section de ce chapitre. Par la suite, les résultats obtenus ont permis d'étudier l'influence de la vitesse sur les déformations résiduelles mesurées en fin de cycle. Dans un deuxième temps, l'influence de la vitesse sur l'évolution de la perte de module a été étudiée. Pour terminer, les hypothèses permettant la modélisation du comportement non linéaire ainsi que l'influence de la vitesse sur ce comportement ont été posées.

Sommaire

4.1	Caractérisation du comportement non linéaire des CMO	92
4.1.1	Méthodes d'analyse de la littérature	93
4.1.2	État de l'art sur l'influence de la vitesse de déformation sur la variation du module d'élasticité et sur les déformations irréversibles	94
4.2	Réalisation des essais de charges / décharges sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$	96
4.2.1	Dispositif expérimental des essais de charges / décharges	96
4.2.2	Résultats expérimentaux	97
4.3	Étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire des CMO	100
4.3.1	Influence de la vitesse de déformation sur les déformations irréversibles	100
4.3.2	Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro}	103
4.3.3	Influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée	109

D'après la littérature, le comportement en traction dans la direction des fibres d'un composite unidirectionnel carbone / époxy peut être décrit comme linéaire fragile [4, 32] et le comportement en traction dans la direction transverse aux fibres comme quasi-linéaire jusqu'à la rupture [4, 19]. En revanche, le comportement en cisaillement des CMO peut se décomposer en deux phases : un premier comportement linéaire puis un second comportement non linéaire [4]. Le comportement non linéaire en cisaillement des composites unidirectionnel carbone / époxy sous sollicitation quasi-statique a déjà été étudié dans la littérature [8]. Pour étudier ce comportement, des essais de traction uniaxiale de charges / décharges sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$ sont classiquement utilisés. Dans la littérature, des méthodes d'analyse de ces essais ont été proposées [45, 69]. Ces méthodes sont présentées dans la première section de ce chapitre. Les travaux portant sur l'étude de l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement non linéaire des CMO sont encore rares. Les principaux résultats obtenus lors de ces études [45–47] sont également présentés dans la première section de ce chapitre. Comme évoqué dans le premier chapitre de cette thèse, les essais de charges / décharges pour des vitesses de sollicitation dynamique sont difficiles à mettre en œuvre. Par conséquent, dans cette thèse il a été choisi de réaliser des essais de charges / décharges pour différentes vitesses de sollicitation du domaine quasi-statique afin d'observer, si possible pour des faibles vitesses, les effets de la vitesse sur ce comportement non linéaire. Ces essais sont présentés dans la deuxième section de ce chapitre. Par la suite, les méthodes d'analyse de la littérature ont été appliquées aux essais de charges / décharges réalisés. Les résultats obtenus sont présentés dans la troisième section de ce chapitre. Ces résultats permettront, par la suite, de poser les hypothèses nécessaires à la modélisation.

4.1 Caractérisation du comportement non linéaire des CMO

Pour étudier le comportement non linéaire en cisaillement des CMO pour des vitesses de sollicitation quasi-statique, un essai classiquement utilisé est l'essai de traction uniaxiale de charges / décharges sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$. Il consiste à étirer une éprouvette normée suivant l'axe de sollicitation x , à l'aide d'un vérin, à une vitesse de traverse donnée, jusqu'à un niveau d'effort donné. C'est la phase de charge. Ensuite, le niveau d'effort dans l'éprouvette est ramené à zéro, avec la même vitesse de traverse, en abaissant celle-ci. C'est la phase de décharge. Ces deux étapes forment un cycle. Plusieurs cycles sont effectués en imposant des niveaux d'effort maximum par cycle croissants jusqu'à rupture de l'éprouvette. Le trajet de chargement de ce type d'essai est représenté sur la Figure 4.1.

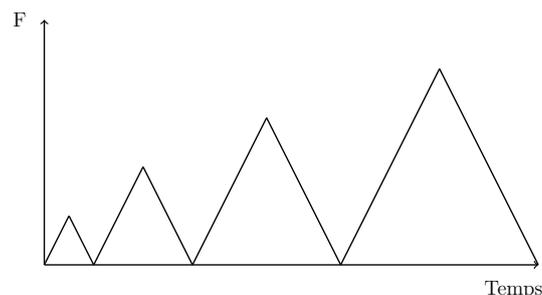


FIGURE 4.1 – Trajet de chargement pour un essai de traction uniaxiale de charges / décharges.

4.1.1 Méthodes d'analyse de la littérature

La caractérisation du comportement non linéaire dépend de l'échelle d'étude du matériau, microscopique, mésoscopique ou macroscopique. L'état du matériau étudié peut être caractérisé par l'intermédiaire de variables internes. Ces variables internes doivent être mesurables [69]. La définition de ces variables peut se faire de plusieurs façons [69] : mesures à l'échelle microscopique (densités de micro-fissures...), mesures physiques globales (densité et résistivité...), ou mesures mécaniques globales comme les modifications des caractéristiques élastiques, plastiques ou visco-plastiques. L'approche qui a été choisie dans cette thèse est la définition de variables à travers l'évaluation de modifications des propriétés mécaniques.

Une première variable interne est alors proposée. Cette variable a été définie par Lemaître et Chaboche [69] et permet de quantifier la variation du module d'élasticité. Elle est nommée D_{macro} et est définie comme suit :

$$D_{macro} = 1 - \frac{E_c}{E_0} \quad (4.1)$$

Dans l'équation 4.1, E_0 correspond au module d'élasticité initial et E_c correspond au module du cycle étudié. Lors du premier cycle de l'essai, le matériau est considéré comme non endommagé. Il servira donc de référence et permet d'évaluer E_0 .

Pour évaluer le module du cycle E_c , au moins deux méthodes différentes sont proposées dans la littérature. Ces deux méthodes sont résumées sur la Figure 4.2. La première méthode a été proposée par Lemaître et Chaboche [69]. Dans leurs travaux, Lemaître et Chaboche proposent d'évaluer le module d'élasticité lors de la décharge du cycle. Le module correspond à la pente de la corde évaluée entre la déformation maximale lors de la charge et la déformation minimale lors la décharge d'un même cycle. Cette corde est schématisée par la ligne rouge sur la Figure 4.2. Cette méthode est également celle utilisée dans les travaux de Ladeveze et al. [8] et de Lévêque [10].

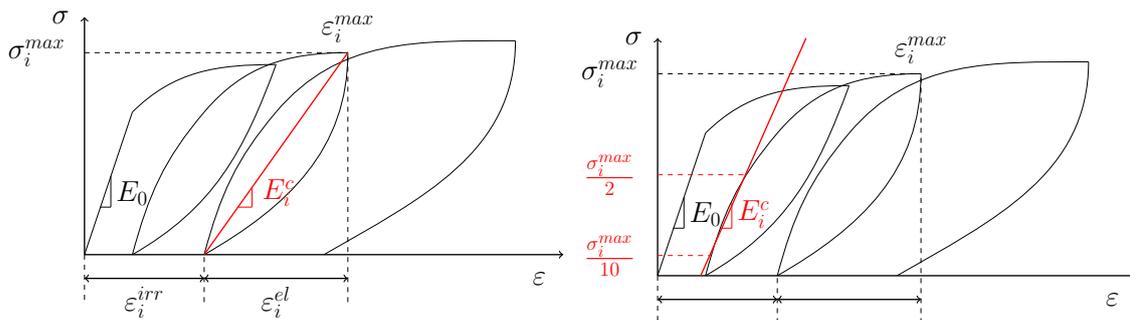


FIGURE 4.2 – Évaluation du module du cycle (i) E_i^c et de la déformation irréversible ϵ_{irr} par la méthode proposée par Lemaître et Chaboche [69] (à gauche) et par la méthode de Fitoussi et al. [45].

La deuxième méthode a été proposée par Fitoussi et al. [45]. Dans cette méthode le module du cycle est évalué en considérant la phase de charge du cycle. Le module correspond à la pente de la régression linéaire évaluée sur l'intervalle de contrainte $\sigma = [\frac{\sigma_i^{max}}{10}; \frac{\sigma_i^{max}}{2}]$. Cette régression linéaire est représentée sur la Figure 4.2, à droite, par la ligne rouge. Cette méthode est également utilisée par Hug [46].

L'évaluation de la variable d'endommagement D_{macro} pour chaque cycle permet de quantifier l'évolution du dommage en fonction de la contrainte appliquée σ_i^{max} ou de la déformation élas-

tique ϵ_i^{el} de chaque cycle.

Pour caractériser le comportement non linéaire, une deuxième variable peut être définie : la déformation irréversible en fin de chaque cycle, notée ϵ_i^{irr} . Cette déformation correspond aux déformations permanentes des décharges élastiques [69]. Cette déformation est représentée pour un cycle i sur la Figure 4.2 et peut s'évaluer comme suit :

$$\epsilon_i^{max} = \epsilon_i^{el} + \epsilon_i^{irr} \quad (4.2)$$

La caractérisation de l'ensemble de ces informations, variation du module d'élasticité et déformations irréversibles, permet par la suite de développer ou identifier des modèles de comportement.

4.1.2 État de l'art sur l'influence de la vitesse de déformation sur la variation du module d'élasticité et sur les déformations irréversibles

Comme évoqué dans la section 1.2.2, des travaux [45–47] ont porté sur l'étude de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable D_{macro} et des déformations irréversibles. Dans ces trois études, les auteurs ont proposé de réaliser des essais interrompus pour étudier l'évolution du comportement non linéaire avec la vitesse de déformation.

Dans leurs travaux, Fitoussi et al. [45] et Hug [46] ont étudié l'influence de la vitesse de déformation sur des composites tissés carbone / époxy sous sollicitation de cisaillement. Pour ces études, trois vitesses de déformation entre $10^{-4} s^{-1}$ et $60 s^{-1}$ ont été étudiées. Pour l'étude de Fitoussi et al., l'évolution de la variable D_{macro} a été tracée en fonction de la déformation élastique pour les trois vitesses de déformations sur la Figure 4.3 à gauche. Sur cette Figure, le seuil d'initiation de l'endommagement semble croître avec la vitesse de déformation. En effet, pour l'essai à $10^{-4} s^{-1}$ le seuil d'initiation se situe aux alentours de 0.4% et pour l'essai à $60 s^{-1}$ le seuil d'initiation se situe à 1.5%. Après ce seuil, l'évolution de D_{macro} semble linéaire avec la déformation élastique pour les trois vitesses. La pente correspondant à cette évolution semble relativement indépendante de la vitesse de déformation. Pour l'essai quasi-statique la valeur de D_{macro} semble atteindre une valeur à saturation aux alentours de 0.32.

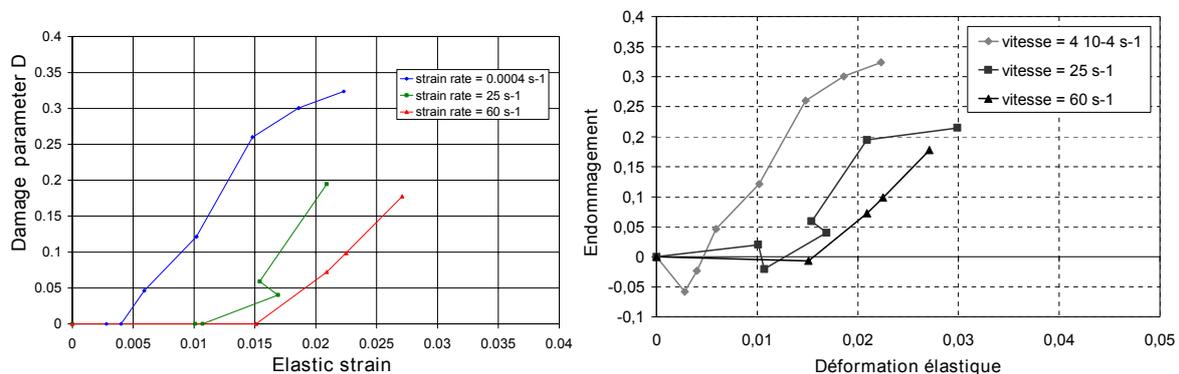


FIGURE 4.3 – Évolution de la variable d'endommagement D_{macro} en fonction de la déformation élastique pour trois vitesses de déformation pour un composite tissé carbone / époxy, à gauche, tirée des travaux de Fitoussi et al. [45] et pour un composite tissé carbone / époxy le G803/914, à droite, tirée des travaux de Hug [46].

En ce qui concerne les résultats des travaux de Hug [46], sur la Figure 4.3 à droite, l'évolution de

la variable D_{macro} en fonction de la déformation élastique est tracée. Les résultats obtenus sont similaires à ceux obtenus par Fitoussi et al. [45]. En effet, comme précédemment le seuil d'endommagement semble croître avec la vitesse de déformation. Après ce seuil, l'évolution de la variable D_{macro} semble linéaire avec la déformation élastique. La pente de cette évolution semble relativement indépendante de la vitesse de déformation. Pour les essais à $10^{-4} s^{-1}$ et à $25 s^{-1}$, D_{macro} semble tendre vers une valeur à saturation.

Dans d'autres travaux, Coussa [47] a étudié l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire d'un composite tissé de polyamide 66 renforcé de fibres de verre. Quatre vitesses de déformation entre $5.10^{-3} s^{-1}$ et $25 s^{-1}$ ont été étudiées. Sur la Figure 4.4, les évolutions des déformations irréversibles (à gauche) et de la variable D_{macro} (à droite) sont tracées en fonction des déformations élastiques pour les quatre vitesses de déformation. Dans ces travaux, Coussa [47] a observé une faible influence de la vitesse de déformation sur les déformations irréversibles. Cependant, il a constaté que la vitesse de déformation avait une influence sur le comportement du matériau endommagé. En effet, il a montré que le seuil d'initiation de l'endommagement était retardé par l'augmentation de la vitesse de déformation et que la dissipation maximale liée à l'endommagement diminuait avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Comme précédemment, après le seuil d'endommagement l'évolution de la variable D_{macro} avec la déformation élastique semble être linéaire. Les fonctions d'évolution du D_{macro} avec la déformation élastique semblent peu impactées par la vitesse de déformation. Ces résultats sont en accord avec les travaux de Fitoussi et al. [45] et de Hug [46].

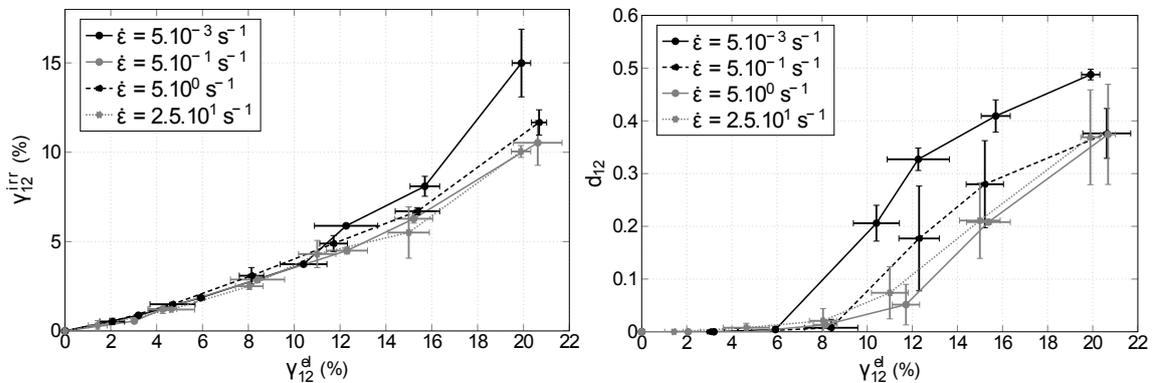


FIGURE 4.4 – Évolutions de la déformation irréversible en cisaillement (à gauche) et de la variable D_{macro} (à droite) en fonction de la déformation élastique en cisaillement pour quatre vitesses de déformation pour un composite tissé polyamide 66 renforcé en fibres de verre, tirées des travaux de Coussa [47].

Les essais utilisés pour obtenir ces résultats sont très complexes à réaliser en dynamique et nécessitent un développement et une étude particulière. Mais ce sujet n'étant pas le cœur de cette thèse, il a été proposé de réaliser des essais de charges / décharges classiques mais pour différentes vitesses du domaine de la quasi-statique. Le but de cette campagne d'essais était de mettre en évidence une influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire même pour des faibles vitesses de sollicitation pour en déduire les hypothèses nécessaires à la modélisation de ce comportement.

4.2 Réalisation des essais de charges / décharges sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$

4.2.1 Dispositif expérimental des essais de charges / décharges

Une campagne d'essais a été réalisée sur le même matériau que précédemment, le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$. Cette campagne a été menée sur un vérin hydraulique INSTRON 850I du LaMcube, à température ambiante. Quatre vitesses de sollicitation ont pu être étudiées grâce à ce vérin : 0.1 mm/min, 0.5 mm/min, 5 mm/min et 25 mm/min. Dû aux limitations du vérin, les essais pour des vitesses supérieures à 25 mm/min n'ont pas pu être réalisés. En effet, lorsque la vitesse imposée au cours de l'essai était supérieure à 25 mm/min soit les paliers d'effort n'étaient pas respectés, soit la vitesse lors de l'essai n'était pas constante ou était inférieure à la vitesse de consigne. Pour chaque vitesse de sollicitation, au moins trois essais de répétabilité ont été réalisés, excepté pour les essais à 0.1 mm/min. Pour cette vitesse, seuls deux essais de répétabilité ont été réalisés pour des raisons de temps. La géométrie d'éprouvette utilisée est celle définie dans les travaux de Berthe [4], afin de rester cohérent avec les essais de traction uniaxiale monotone réalisés sur le vérin hydraulique de la section 2.2. Les dimensions de ces éprouvettes sont les suivantes : la longueur était de 130 mm, la largeur de 15 mm et l'épaisseur de 1 mm. Des talons de 50 mm de longueur sont collés à chaque extrémité et sur chaque face de l'éprouvette. Les mors utilisés lors de ces essais sont des mors pneumatiques. L'alignement et le centrage des éprouvettes dans les mors ont été effectués à l'aide de deux cales. Une jauge de déformation a été collée sur chaque face de l'éprouvette, une dans le sens longitudinal et une dans le sens transversal. Tous ces éléments ainsi que le montage d'essai sont présentés sur la Figure 4.5.

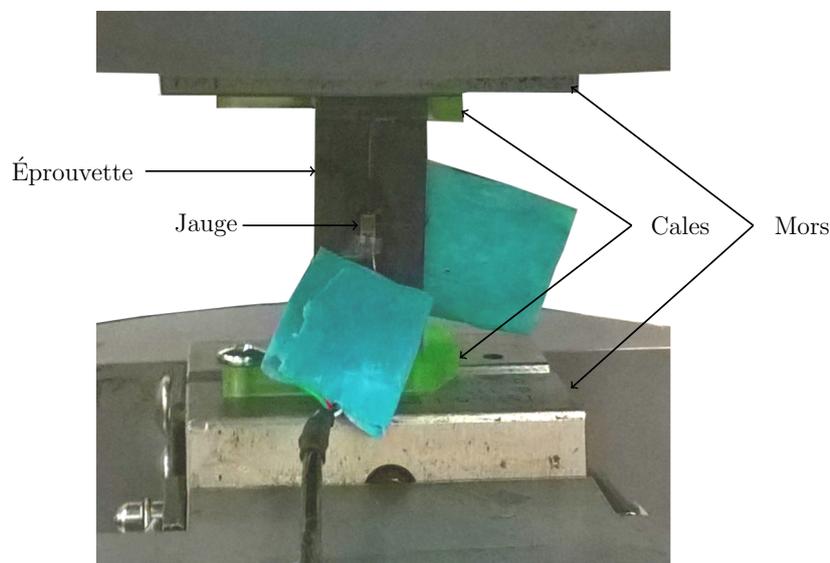


FIGURE 4.5 – Photographie du montage expérimental des essais de charges / décharges réalisés sur le vérin INSTRON 850I.

Les jauges de déformation utilisées sont des jauges QFLA-2-350 avec une résistance de 350 Ω et sont montées en quart de pont. Les signaux de déformation ont été enregistrés à l'aide d'un système d'acquisition Dewetron. Une vitesse d'acquisition de ces signaux de 100 Hz est utilisée. La cellule d'effort utilisée pour ces essais est de ± 25 kN. Les essais sont pilotés en vitesse de déplace-

ment. Des paliers incrémentaux de 100 N pour les essais à 0.1 mm/min et de 200 N pour les essais supérieurs à 0.1 mm/min ont été imposés jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les paliers en effort de 100 N sont équivalents à des paliers en contrainte de cisaillement de 3 MPa pour les éprouvettes utilisées, et ceux de 200 N sont équivalents à 6 MPa. Les paliers incrémentaux de 100 N n'ont pas pu être réalisés pour des vitesses supérieures à 0.1 mm/min dû aux limitations du vérin. Le trajet de chargement type de ces essais a été présenté dans la section précédente.

4.2.2 Résultats expérimentaux

Pour chaque essai, il a été vérifié que la vitesse de déformation était constante pour chaque cycle tout au long de l'essai. Pour cela, une méthode de régressions linéaires successives a été utilisée (comme détaillée en 2.2). Cette méthode permet notamment de déterminer l'intervalle de déformation ou de contrainte optimal pour déterminer le module de cisaillement et ainsi d'évaluer le module de cisaillement. Cette méthode a été appliquée pour chaque cycle. La vitesse de déformation a été évaluée pour chaque cycle en utilisant le même intervalle que celui obtenu pour évaluer le module par la méthode des régressions linéaires successives. Les vitesses de déformation obtenues pour tous les cycles de chaque essai ont été tracées sur la Figure 4.6. Les vitesses obtenues sont similaires pour tous les cycles d'un même essai et tous les essais réalisés avec la même vitesse de consigne ont amené à une vitesse de déformation similaire. Les quatre vitesses de consigne atteintes lors de ces essais permettent de couvrir une gamme de vitesses de sollicitation de $\dot{\epsilon} = [3.10^{-5} s^{-1}; 0.01 s^{-1}]$, soit trois décades. Sur cette Figure, le nombre de cycles réalisés est de onze pour les essais à 0.5 mm/min, 5 mm/min et 25 mm/min pour des paliers incrémentaux de 200 N. Pour les essais à 0.1 mm/min, le nombre de cycles est plus important car les paliers incrémentaux sont de 100 N.

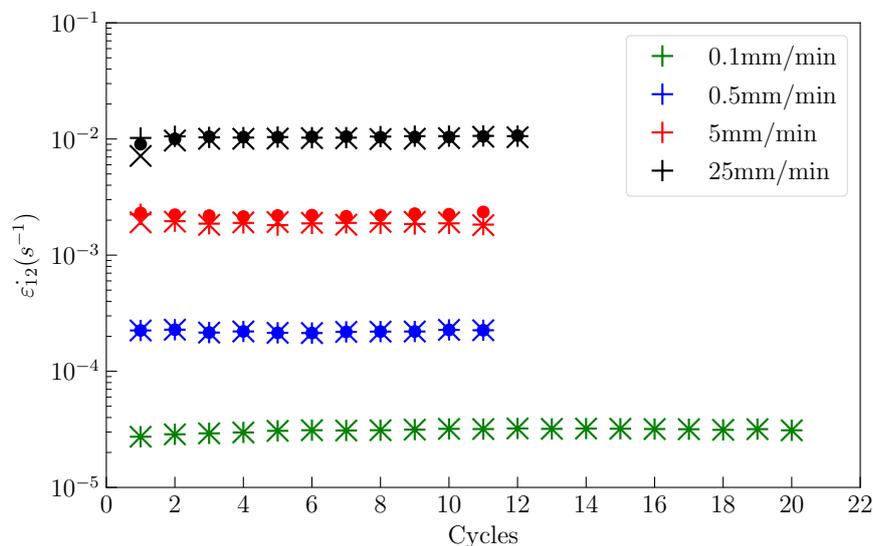


FIGURE 4.6 – Évolution de la vitesse de déformation en fonction du cycle de charges / décharges pour les quatre vitesses de consigne imposées à température ambiante pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (+ : essai 1, x : essai 2, o : essai 3).

Il a également été vérifié que les essais de répétabilité pour chaque vitesse de sollicitation se superposaient. Les courbes contrainte / déformation de cisaillement des essais à 0.1 mm/min et à

0.5 mm/min sont tracées respectivement sur les Figures 4.7 et 4.8.

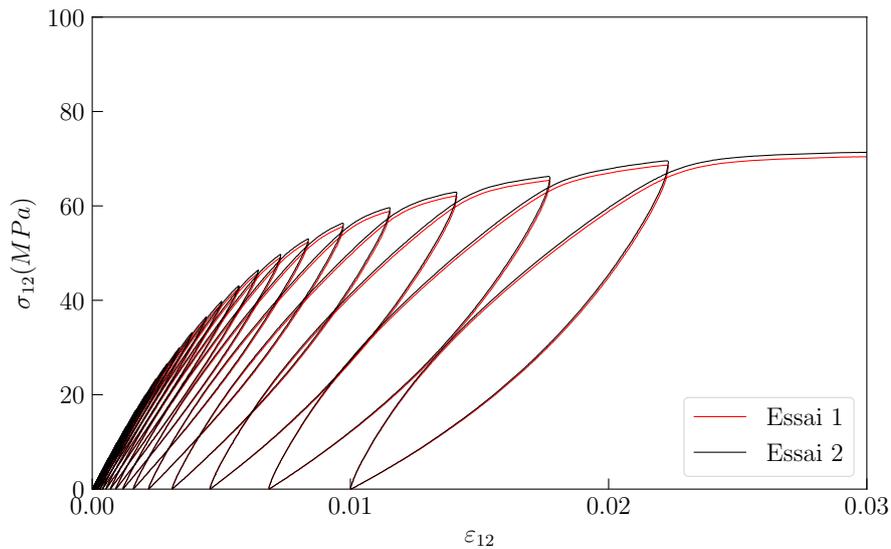


FIGURE 4.7 – Comparaison entre les courbes contrainte / déformation des deux essais réalisés à 0.1 mm/min et à température ambiante pour le $[\pm 45^\circ]_s$ T700GC/M21.

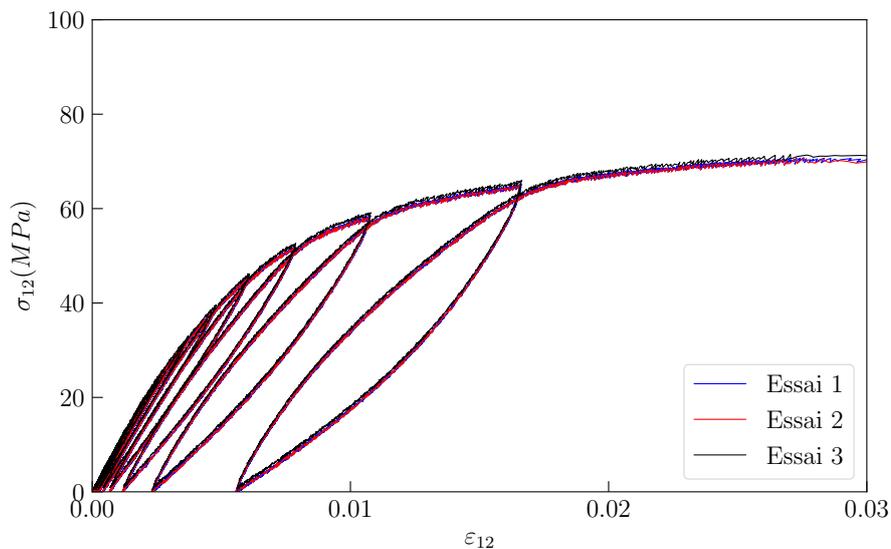


FIGURE 4.8 – Comparaison entre les courbes contrainte / déformation des trois essais réalisés à 0.5 mm/min et à température ambiante pour le $[\pm 45^\circ]_s$ T700GC/M21.

Sur ces Figures, les courbes contrainte / déformation des essais de répétabilité se superposent parfaitement. Sur la Figure 4.7, la contrainte maximale de cisaillement obtenue lors de ces essais est de 69 MPa. La rupture du matériau a lieu lors de la charge du 21^{ème} cycle. Pour les essais réalisés à 0.5 mm/min, la contrainte maximale de cisaillement mesurée sur la Figure 4.8 est de 72 MPa. La rupture du matériau se produit lors de la charge du 12^{ème} cycle. Les onze premiers cycles ont donc été étudiés dans ces travaux. Les courbes contrainte / déformation des essais à 5 mm/min sont tracées sur la Figure 4.9. Sur cette Figure, il y a un décalage des courbes à partir du 4^{ème} cycle. La contrainte maximale de cisaillement mesurée est de 78 MPa. La rupture a lieu lors de la charge

du 12^{ème} cycle. Les onze premiers cycles ont donc été étudiés.

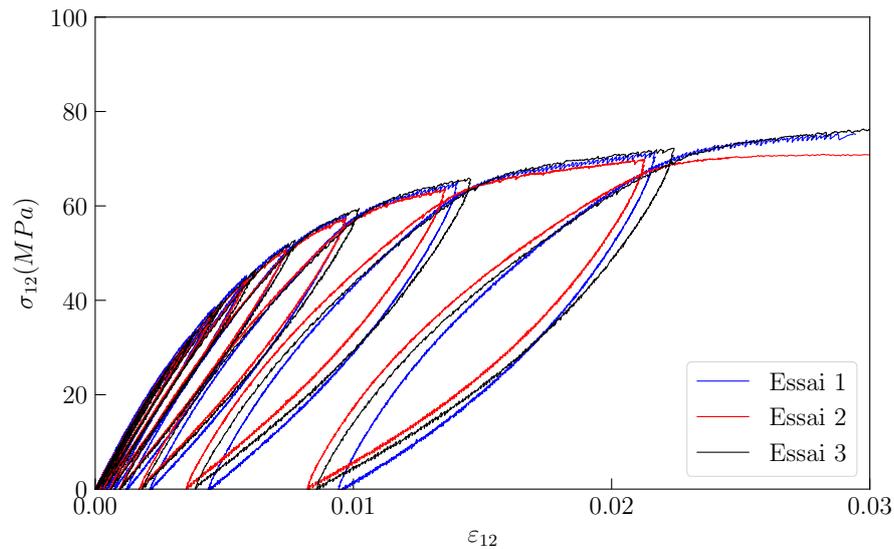


FIGURE 4.9 – Comparaison entre les courbes contrainte / déformation des trois essais réalisés à 5 mm/min et à température ambiante pour le $[\pm 45^\circ]_s$ T700GC/M21.

Sur la Figure 4.10, les courbes contrainte / déformation des essais à 25 mm/min sont tracées. Ces courbes se superposent jusqu'au 10^{ème} cycle. Lors de la charge du 11^{ème} cycle, une chute de la contrainte de cisaillement d'environ 2 MPa se produit aux alentours de 0.01 de déformation de cisaillement lors des essais 1 et 2. Cette anomalie a provoqué un décalage des signaux contrainte / déformation. La contrainte maximale de cisaillement mesurée lors de l'essai est de 85 MPa pour l'essai 1 et de 79 MPa pour les essais 2 et 3.

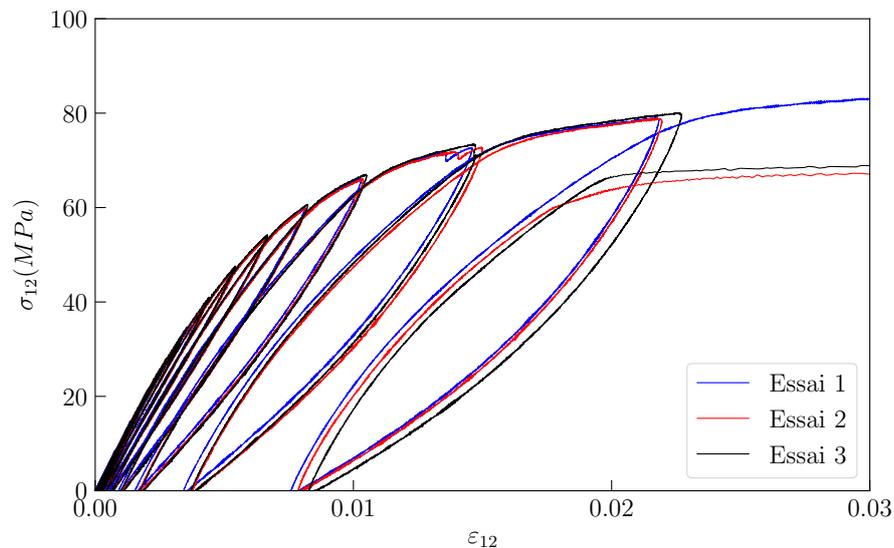


FIGURE 4.10 – Comparaison entre les courbes contrainte / déformation des trois essais réalisés à 25 mm/min et à température ambiante pour le $[\pm 45^\circ]_s$ T700GC/M21.

Pour terminer, les courbes contrainte / déformation pour les vitesses de 0.5 et 25 mm/min ont été tracées sur la Figure 4.11. Sur cette Figure, la contrainte maximale obtenue pour les essais

à 25 mm/min est supérieure d'environ 18% à celle obtenue à 0.5 mm/min. Les modules obtenus semblent augmenter lorsque la vitesse de déformation augmente. La déformation résiduelle semble également diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

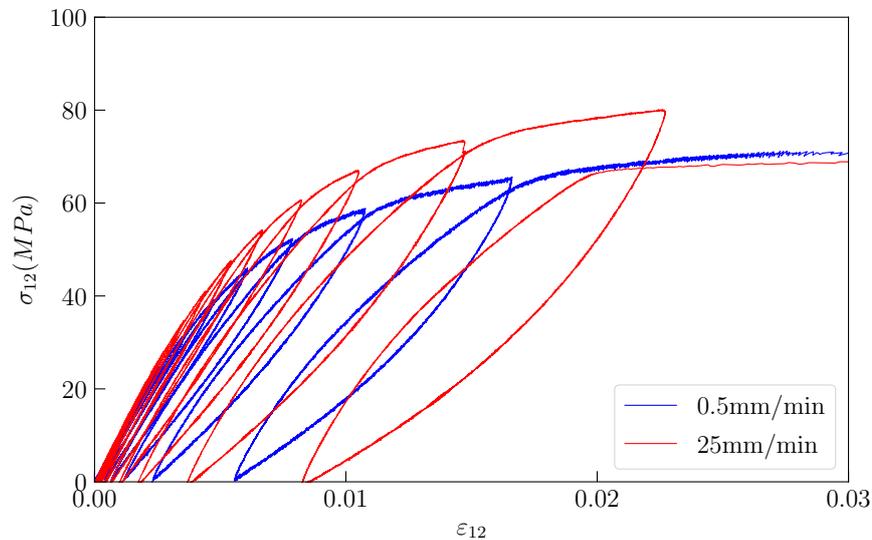


FIGURE 4.11 – Comparaison entre les courbes contrainte / déformation des essais de charges / décharges à 0.5 mm/min et 25 mm/min pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_S.

Pour caractériser le comportement non linéaire, pour chaque essai et à chaque cycle les méthodes d'analyse décrite dans la section 4.1.1 ont été appliquées à l'ensemble des essais précédemment décrits. Par la suite, l'influence de la vitesse de déformation sur la variation du module et sur les déformations irréversibles au cours des essais a été étudiée. Les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

4.3 Étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire des CMO

4.3.1 Influence de la vitesse de déformation sur les déformations irréversibles

Dans ce paragraphe, la dépendance à la vitesse de déformation de la déformation irréversible est présentée. Pour cela, la déformation irréversible ainsi que la déformation élastique telles qu'elles ont été définies sur la Figure 4.2 et dans l'équation 4.2 ont été évaluées pour chaque cycle de chaque essai.

4.3.1.1 Méthode d'évaluation des déformations irréversibles ϵ_{irr}

Au préalable, une étude sur le bruit de mesure des essais a été réalisée afin de déterminer le seuil à partir duquel la déformation mesurée peut être considérée comme une déformation irréversible.

Pour chaque essai, les signaux de déformation ont été enregistrés pendant quelques secondes avant d'appliquer le chargement. Sur la Figure 4.12, le signal de déformation obtenu avant chargement de l'éprouvette est tracé en fonction du temps pour le premier essai à 25 mm/min. Pour

chaque signal, l'amplitude maximale de déformation obtenue lorsque l'éprouvette n'est pas chargée est mesurée. Cette amplitude est représentée sur la Figure 4.12 par les deux traits horizontaux. Sur cette Figure, l'amplitude est de 13.10^{-5} .

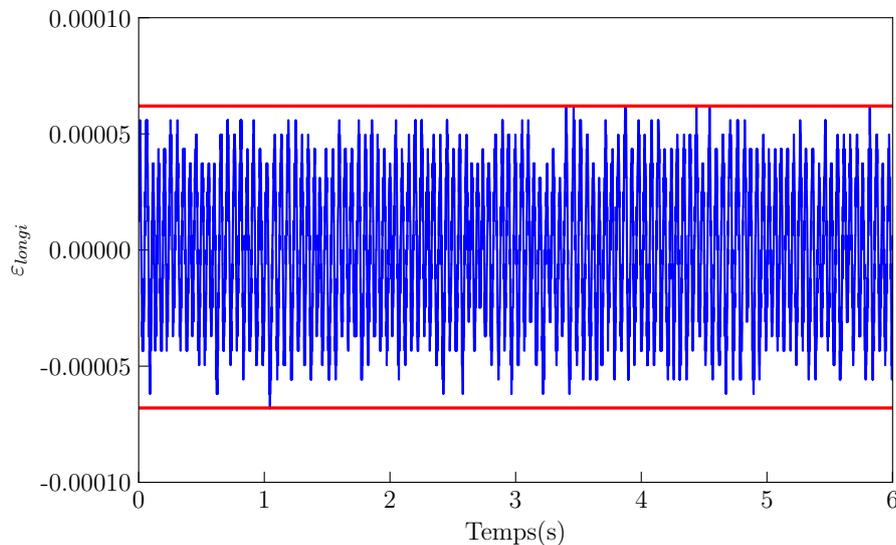


FIGURE 4.12 – Évaluation du bruit de mesure pour un essai sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s à 25 mm/min sur le vérin INSTRON 850 I.

Le seuil de déformation retenu correspond à l'amplitude maximale mesurée pour l'ensemble des essais réalisés. Dans le cas présent, le seuil est de 13.10^{-5} . Lorsque la déformation mesurée en fin de cycle dépasse ce seuil, cette déformation peut être considérée comme irréversible.

Par la suite, pour évaluer les déformations irréversibles deux méthodes différentes ont été proposées. Une première méthode consiste à relever, lors de la phase de décharge, la valeur de déformation correspondante à une force nulle $F=0$. La deuxième méthode consiste à identifier la déformation correspondante à la force minimale lors de la phase de charge. En effet, lors de la phase de décharge, dû à la précision de la machine utilisée, la force minimale atteinte peut être négative et par conséquent les déformations irréversibles obtenues peuvent être différentes. Les deux méthodes sont schématisées sur la Figure 4.13.

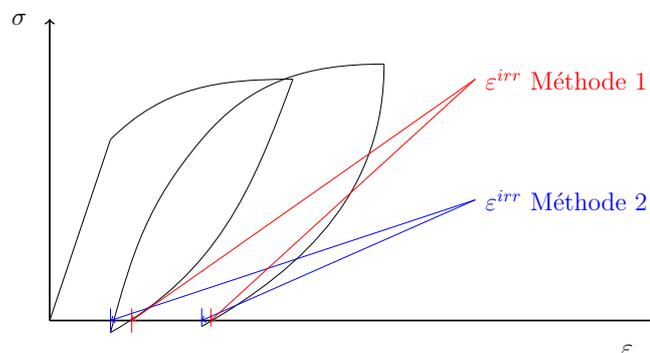


FIGURE 4.13 – Méthode d'évaluation de la déformation irréversible ϵ_{irr} .

Ces deux méthodes ont été appliquées à l'ensemble des essais réalisés et ont donné des valeurs

identiques. Les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

4.3.1.2 Analyse des résultats obtenus pour les déformations irréversibles

Sur la Figure 4.14, la déformation irréversible en cisaillement est tracée en fonction de la contrainte maximale appliquée en cisaillement pour le T700GC/M21 pour quatre vitesses de sollicitation : 0.1 mm/min, 0.5 mm/min, 5 mm/min et 25 mm/min à température ambiante.

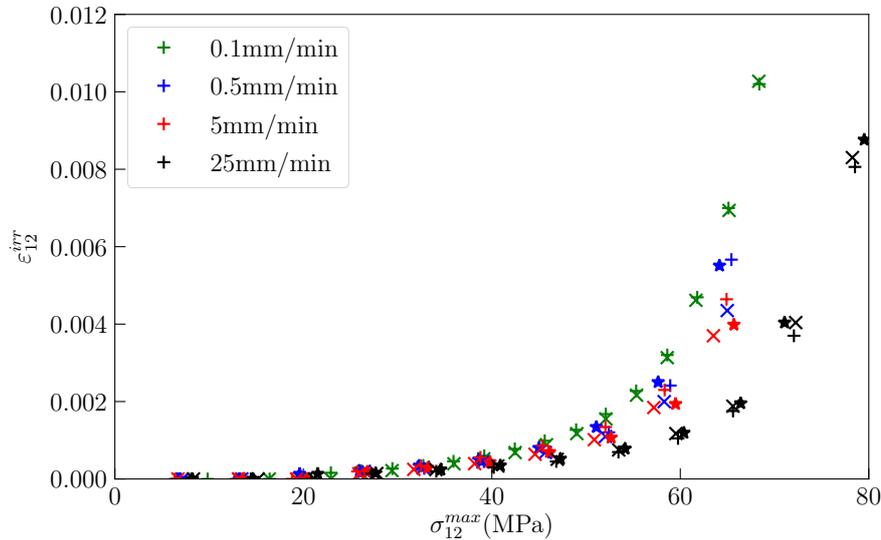


FIGURE 4.14 – Influence de la vitesse de sollicitation sur les déformations irréversibles en cisaillement en fonction de la contrainte maximale par palier en cisaillement pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 : *).

Sur cette Figure, pour une contrainte de cisaillement inférieure à 24 MPa les déformations irréversibles sont négligeables. Au delà, l'évolution de ces déformations irréversibles avec la contrainte maximale par palier semble dépendre de la vitesse de déformation. Lorsque la vitesse de déformation augmente la déformation irréversible semble diminuer. En effet, pour une contrainte maximale par palier de 65 MPa, les déformations irréversibles mesurées sont de $7 \cdot 10^{-3}$ pour les essais à 0.1 mm/min et de $2 \cdot 10^{-3}$ pour les essais à 25 mm/min soit une diminution d'environ 70%. Pour terminer, la déformation irréversible maximale mesurée semble également dépendre de la vitesse de sollicitation. Cette déformation est d'environ 0.010 pour les essais à 0.1 mm/min et de 0.008 pour les essais à 25 mm/min.

Sur la Figure 4.15, la déformation irréversible en cisaillement est tracée en fonction de la déformation élastique en cisaillement pour le T700GC/M21 pour quatre vitesses de sollicitation : 0.1 mm/min, 0.5 mm/min, 5 mm/min et 25 mm/min à température ambiante.

Sur cette Figure, pour une déformation élastique inférieure à 0.25% les déformations irréversibles peuvent être considérées comme nulle par rapport au bruit de mesure. Au delà, l'évolution de ces déformations irréversibles semble dépendre de la vitesse de déformation. Comme précédemment, lorsque la vitesse de déformation augmente la déformation irréversible semble diminuer. En effet, pour une déformation élastique de 1.2%, les déformations irréversibles mesurées sont de $7 \cdot 10^{-3}$ pour les essais à 0.1 mm/min et de $4 \cdot 10^{-3}$ pour les essais à 25 mm/min.

En conclusion, contrairement aux résultats obtenus par Coussa [47], la déformation irréversible

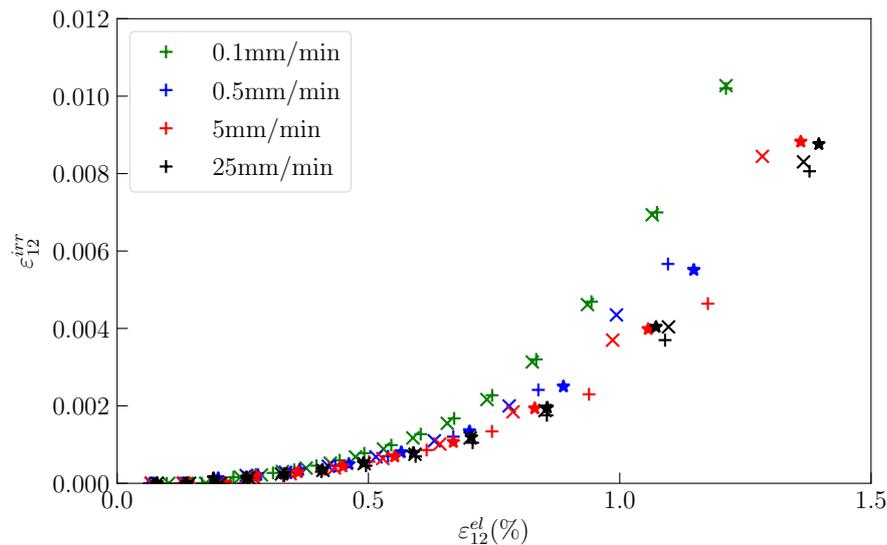


FIGURE 4.15 – Influence de la vitesse de sollicitation sur les déformations irréversibles en cisaillement en fonction de la déformation élastique en cisaillement pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 :★).

semble dépendre de la vitesse de sollicitation pour le matériau étudié. Les travaux de Coussa [47] ont été réalisés sur un composite tissé verre / polyamide. Le matériau d'étude de cette thèse est un composite stratifié UD carbone / époxy. Par conséquent, les observations expérimentales obtenues peuvent différer de celles des travaux de Coussa.

Dans un deuxième temps, l'influence de la vitesse de déformation sur la variable d'endommagement D_{macro} a été étudiée.

4.3.2 Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro}

4.3.2.1 Méthode d'évaluation du module du cycle E_c

Dans la littérature, il existe au moins deux méthodes pour évaluer le module de chaque cycle et ainsi évaluer la variable d'endommagement D_{macro} . Ces méthodes ont été présentées dans la section 4.1.1. La première méthode est celle proposée par Fitoussi et al. [45] évaluant un module sur la phase de charge entre $[\frac{\sigma_{max}^i}{10}; \frac{\sigma_{max}^i}{2}]$. La deuxième méthode est celle de Lemaitre et Chaboche [69] évaluant un module sur la phase de décharge du cycle. Ces deux méthodes ont été appliquées aux résultats obtenus lors de la campagne d'essais présentée dans la section 4.2. Pour rester cohérent avec les travaux présentés dans les chapitres 2 et 3, une troisième méthode a été proposée. Cette troisième méthode consiste à appliquer la méthode d'évaluation du module de cisaillement décrite dans la section 2.2 pour chaque cycle de chaque essai. Les modules obtenus par ces trois méthodes sont tracés sur la Figure 4.18 pour le 7^{ème} cycle de l'essai 1 à 25 mm/min. Le module évalué par la méthode des régressions linéaires successives, tracé en rouge, est supérieur à celui évalué par la méthode de Fitoussi et al. [45], tracé en bleu, qui est lui même supérieur à celui évalué par la méthode de Lemaitre [69], tracé en vert.

Ces trois méthodes ont été appliquées pour chaque cycle de chaque essai. À titre d'exemple, les

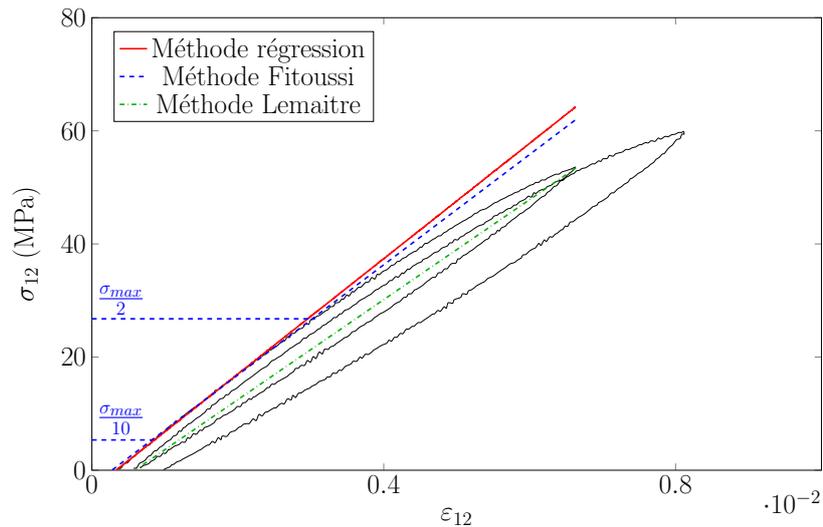


FIGURE 4.16 – Comparaison entre les modules obtenus avec trois différentes méthodes pour le 7^{ème} cycle de l’essai 1 réalisé à 25 mm/min et à température ambiante pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s.

modules obtenus à l’aide des trois méthodes pour chaque cycle des essais réalisés à 25 mm/min ont été comparés sur la Figure 4.17.

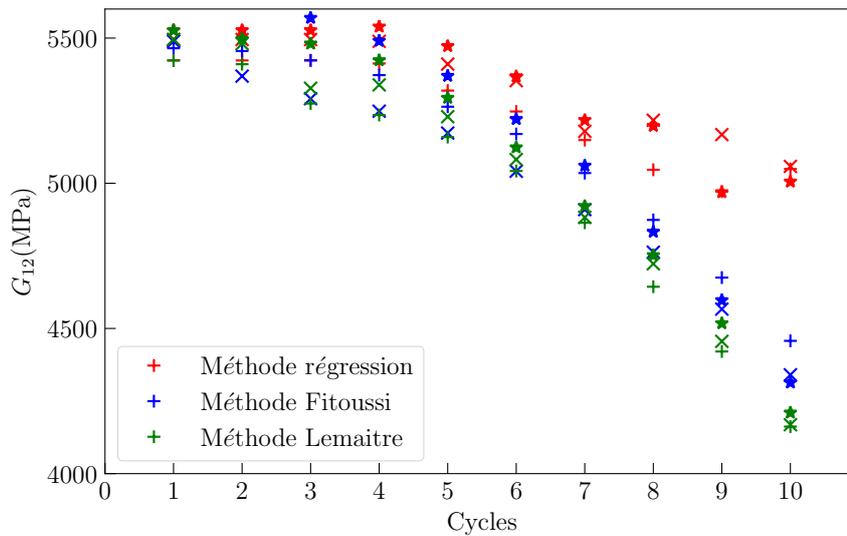


FIGURE 4.17 – Comparaison entre les modules obtenus avec les trois différentes méthodes pour les trois essais à 25 mm/min et à température ambiante pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 : *).

Sur cette Figure, les modules obtenus semblent similaires quelle que soit la méthode utilisée jusqu’au 5^{ème} cycle. Après le 5^{ème} cycle, les modules obtenus par les méthodes de Fitoussi et de Lemaitre semblent proches. Les modules obtenus à l’aide de la méthode des régressions sont supérieurs à ceux obtenus par les deux autres méthodes. Par exemple, pour le 10^{ème} cycle, la valeur du module obtenue par la méthode des régressions est supérieure de 18% à celle obtenue par les deux autres méthodes. Sur la Figure 4.17, les écarts entre les différents modules obtenus à l’aide des différentes méthodes semblent croître lorsque le nombre de cycles croît.

Par la suite, les modules obtenus à l'aide des trois méthodes sont utilisés pour évaluer les variables d'endommagement D_{macro} associés.

Les variables d'endommagement obtenues à l'aide des trois méthodes pour des essais de charges / décharges sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ réalisés à 25 mm/min et à température ambiante sont comparées en fonction de la déformation élastique et en fonction de la contrainte de cisaillement maximale appliquée par palier sur la Figure 4.18.

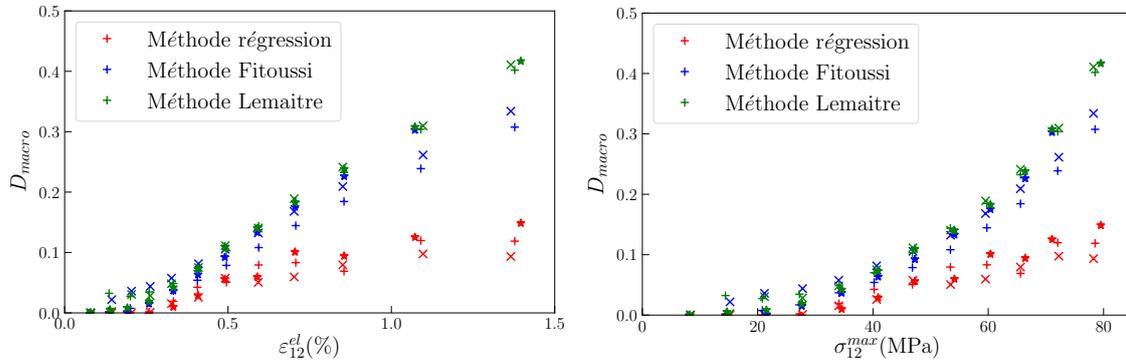


FIGURE 4.18 – Comparaison entre les variables d'endommagement D_{macro} en cisaillement respectivement obtenues en fonction de la déformation élastique en cisaillement (à gauche) et de la contrainte maximale appliquée par palier (à droite) pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 : *).

Sur cette Figure, les variables obtenues par les méthodes proposées par Lemaitre et Chaboche [69] et par Fitoussi et al. [45] sont supérieures à celles obtenues par la méthode proposée dans ces travaux. Par exemple pour une contrainte de cisaillement appliquée d'environ 80 MPa, la variable D_{macro} obtenue par la méthode de Lemaitre et Chaboche est d'environ 0.40 et celle obtenue par la méthode proposée dans ces travaux 0.12 soit une différence d'environ 70%. Les variables d'endommagement obtenues à l'aide des modèles proposés par Lemaitre et Chaboche et Fitoussi et al. semblent avoir des évolutions similaires. Un faible écart entre les valeurs obtenues par les deux méthodes est observé. Par conséquent, par la suite seuls les résultats obtenus à l'aide de la méthode proposée par Lemaitre et Chaboche et de celle proposée dans ces travaux sont présentés.

En conclusion, les résultats obtenus pour la variable d'endommagement D_{macro} des différentes méthodes sont cohérents avec les observations faites sur l'évaluation de l'influence de la méthode utilisée sur l'évaluation du module.

Les deux méthodes permettant d'obtenir la variable D_{macro} ont été appliquées à l'ensemble des essais réalisés. Les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

4.3.2.2 Analyse des résultats obtenus sur l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro}

Résultats obtenus par la méthode des régressions successives

Sur la Figure 4.19, l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro} en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier a été tracée pour des vitesses allant de 0.1 mm/min à 25 mm/min et à température ambiante pour le stratifié T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$. Sur cette Figure, la variable d'endommagement semble dépendre de la vitesse de déformation pour la plage de vitesses de déformation étudiée. Le seuil d'initiation semble être retardé avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Ce seuil se situe à environ de 1 MPa pour les essais à 0.1 mm/min et à 25 MPa pour

les essais à 25 mm/min. La valeur maximale de D_{macro} mesurée semble également diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Elle varie de 0.2 pour les essais à 0.1 mm/min à 0.12 pour les essais à 25 mm/min. Une hypothèse a été avancée dans les travaux de Fitoussi et al. [45] pour expliquer ce phénomène. Dans leurs travaux, Fitoussi et al. [45] ont observé une diminution de la fraction volumique des mécanismes de dégradation diffus aux alentours de la rupture avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

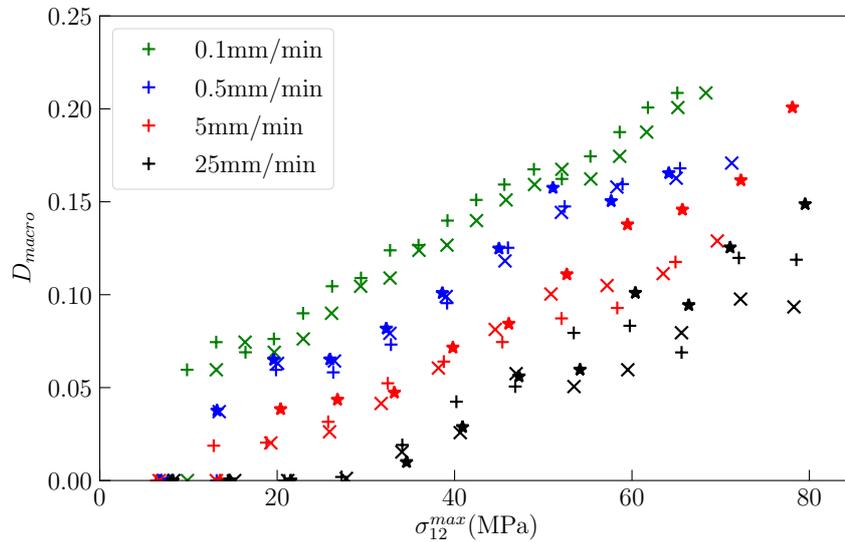


FIGURE 4.19 – Influence de la vitesse de déformation sur les variables d'endommagement D_{macro} en cisaillement obtenues par la méthode des régressions successives en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 :★).

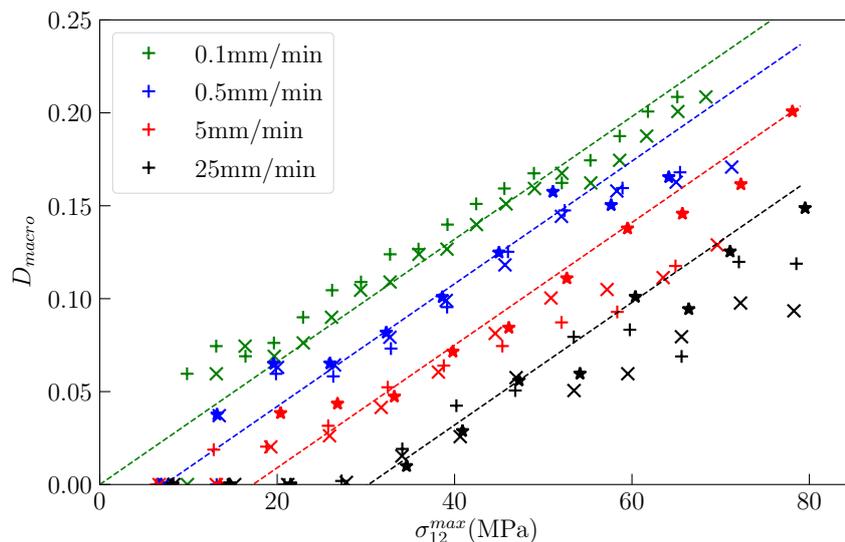


FIGURE 4.20 – Étude de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution des variables d'endommagement D_{macro} en cisaillement obtenues par la méthode des régressions successives en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 :★).

Pour terminer, l'évolution de la variable d'endommagement avec la contrainte maximale ap-

pliquée par palier, semble pouvoir se décomposer en deux phases : une première phase linéaire et une seconde phase non linéaire. Cette évolution linéaire est illustrée sur la Figure 4.20 par les lignes discontinues.

Sur cette Figure, le seuil d'initiation de l'endommagement semble bien être retardé par l'augmentation de la vitesse de déformation. Lors d'une première phase, la variable D_{macro} semblerait évoluer linéairement avec la contrainte maximale appliquée par palier. Au delà, d'une contrainte appliquée qui semblerait dépendre de la vitesse de déformation (environ 50 MPa pour les essais à 0.1 mm/min et 70 MPa pour les essais à 25 mm/min) un deuxième mécanisme semble entrer en jeu. Dans ces travaux, il a été choisi de considérer que les pentes des droites étaient identiques. Les pentes des droites sont tracées sur la Figure 4.20 pour toutes les vitesses de déformation. Les résultats obtenus semblent permettre de décrire les résultats expérimentaux aux basses vitesses. Les résultats pour les hautes vitesses semblent être légèrement décalés. Globalement les résultats obtenus à l'aide des droites semblent être en accord avec les résultats expérimentaux. Par conséquent, la vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur l'accroissement de la partie linéaire de la variable D_{macro} . Ces résultats sont en accord avec ceux observés dans les travaux de Fitoussi et al. [45], Hug [46] et Coussa [47].

La même étude a été réalisée en utilisant la méthode proposée par Lemaitre et Chaboche [69].

Résultats obtenus par la méthode de Lemaitre

Sur la Figure 4.21, l'évolution de la variable d'endommagement D_{macro} en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier a été tracée pour des vitesses allant de 0.1 mm/min à 25 mm/min et à température ambiante pour le stratifié T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s. Sur cette Figure, la variable d'endommagement semble dépendre de la vitesse de déformation pour la plage de vitesses de déformation étudiée. Le seuil d'initiation semble être retardé avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Ce seuil se situe à environ 18 MPa pour les essais à 0.1 mm/min et à 25 MPa pour les essais à 25 mm/min. La valeur maximale de D_{macro} mesurée semble également diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Elle varie de 0.5 pour les essais à 0.1 mm/min à 0.4 pour les essais à 25 mm/min.

Pour terminer, l'évolution de la variable d'endommagement avec la contrainte maximale appliquée par palier, semble pouvoir se décomposer en deux phases : une première phase linéaire et une seconde phase non linéaire. Cette évolution linéaire est illustrée sur la Figure 4.22 par les lignes discontinues.

Sur cette Figure, le seuil d'initiation de l'endommagement semble bien être retardé par l'augmentation de la vitesse de déformation. Lors d'une première phase, la variable D_{macro} semblerait évoluer linéairement avec la contrainte maximale appliquée par palier. Au delà d'une contrainte appliquée qui semble dépendre de la vitesse de déformation (environ 50 MPa pour les essais à 0.1 mm/min et 70 MPa pour les essais à 25 mm/min), un deuxième mécanisme semble entrer en jeu. Dans ces travaux, il a été choisi de considérer que les pentes des droites étaient identiques. Les pentes des droites sont tracées sur la Figure 4.22 pour toutes les vitesses de déformation. Les données obtenues à l'aide des droites sembleraient être en accord avec les données expérimentales. Par conséquent, la vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur l'accroissement de la variable D_{macro} .

En conclusion, seule une influence de la vitesse de déformation sur le seuil d'initiation de l'endommagement devrait être prise en compte dans les modèles comportement. L'influence de

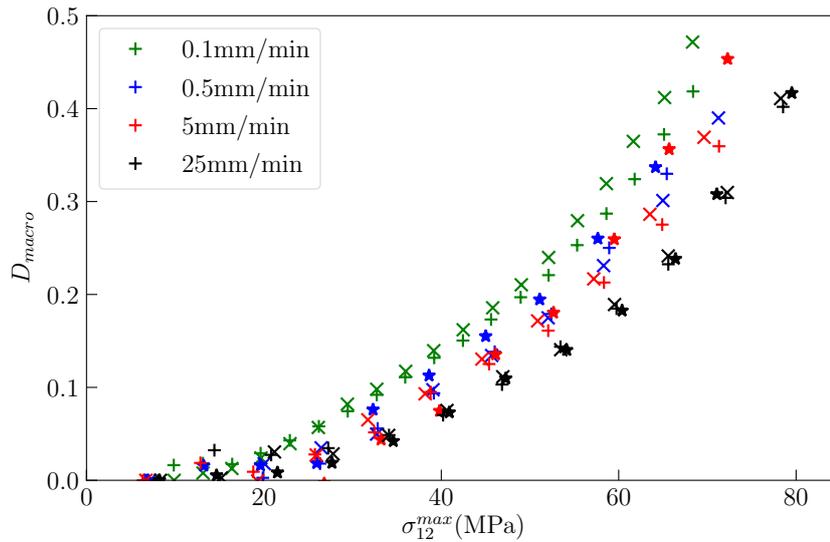


FIGURE 4.21 – Influence de la vitesse de déformation sur les variables d'endommagement D_{macro} en cisaillement obtenues par la méthode de Lemaitre en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 : *).

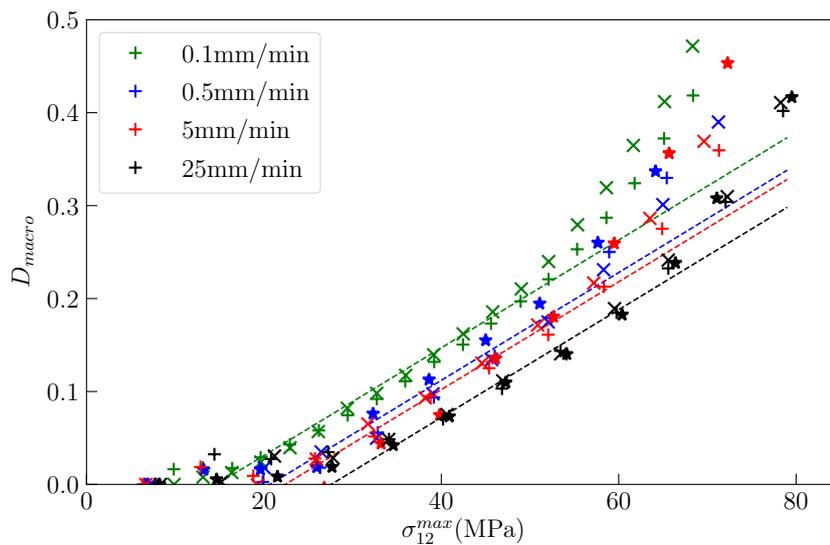


FIGURE 4.22 – Étude de l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution des variables d'endommagement D_{macro} en cisaillement obtenues par la méthode de Lemaitre en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ (essai 1 :+, essai 2 :x, essai 3 : *).

la vitesse de déformation sur l'accroissement de la variable d'endommagement paraît négligeable. La déformation irréversible semble également dépendre de la vitesse de déformation ce qui devra donc être pris en compte dans un modèle de comportement.

Pour s'affranchir des différences entre les résultats précédemment obtenus liées à la méthode utilisée, une dernière étude peut être réalisée afin de vérifier les résultats obtenus. Cette étude porte sur l'évolution de l'énergie dissipée par cycle en fonction de la vitesse de déformation. Cette étude n'utilise aucun modèle et se base uniquement sur l'analyse directe de données expérimentales

brutes.

4.3.3 Influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée

4.3.3.1 Méthode d'évaluation de l'énergie dissipée

Pour étudier l'influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée par cycle, il faut dans un premier temps définir la méthode d'évaluation de l'énergie dissipée. Cette énergie est évaluée à l'aide de l'équation suivante :

$$E_{dissip} = E_{expe} - E_{el} \quad (4.3)$$

Avec E_{dissip} l'énergie dissipée au cours du cycle, E_{expe} l'énergie mesurée lors de la charge de l'essai et E_{el} l'énergie élastique. Ces trois grandeurs sont présentées sur la Figure 4.23.

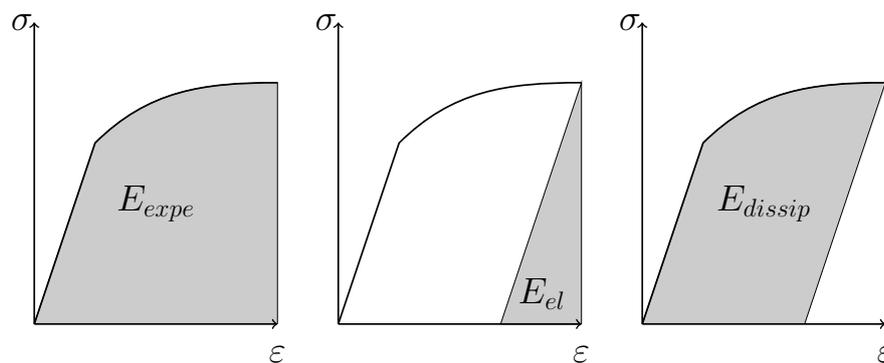


FIGURE 4.23 – Définition de l'énergie expérimentale E_{expe} , de l'énergie élastique E_{el} et de l'énergie dissipée E_{dissip} pour un cycle de charge / décharge.

Cette méthode a été appliquée pour évaluer l'énergie pour chaque cycle de l'ensemble des essais réalisés.

4.3.3.2 Analyse des résultats obtenus pour la sensibilité de l'énergie dissipée à la vitesse de déformation

Pour observer l'influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée, celle-ci a été évaluée pour chaque cycle et tracée en fonction de la contrainte maximale appliquée par cycle sur la Figure 4.24 pour les quatre vitesses de sollicitation étudiées. Sur cette Figure, l'énergie dissipée semble être faible jusque 40 MPa. Au delà, l'énergie dissipée augmente. Cette augmentation semble dépendre de la vitesse de sollicitation. En effet, pour une contrainte maximale appliquée de 65 MPa, l'énergie dissipée est de 0.38 pour les essais à 0.1 mm/min et de 0.09 pour les essais à 25 mm/min.

Dû aux écarts importants de valeurs d'énergie dissipée entre les différentes vitesses, il est difficile d'observer l'influence de la vitesse sur l'évolution de l'énergie dissipée, notamment sur la partie entre 0 MPa et 40 MPa. Par conséquent, il est proposé d'étudier, dans un second temps, le ratio de l'énergie dissipée sur l'énergie élastique en fonction de la contrainte maximale appliquée par palier. Les résultats obtenus sont tracés sur la Figure 4.25.

Sur cette Figure, un autre mécanisme apparaît par rapport à la Figure précédente. En effet, sur cette Figure deux mécanismes semblent présents. Entre 0 et 20 MPa, le ratio de l'énergie est nul.

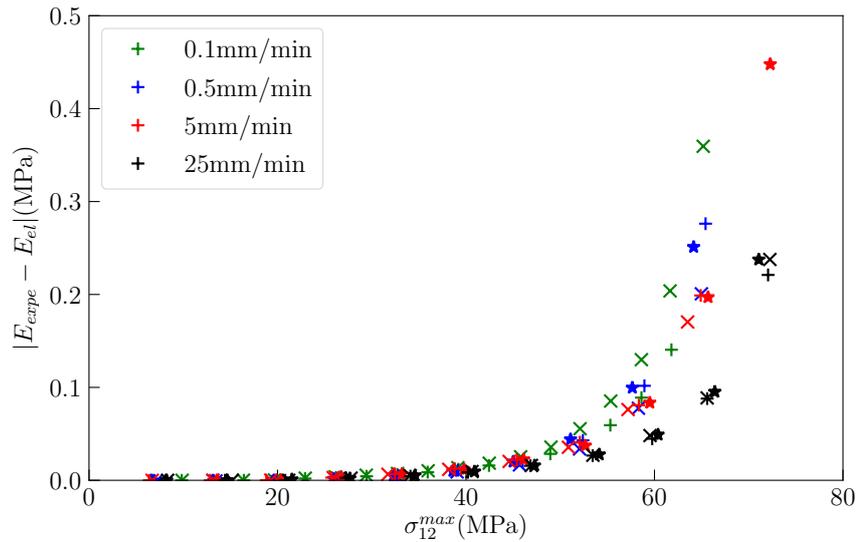


FIGURE 4.24 – Évolution de l'énergie dissipée en fonction de la contrainte maximale appliquée par cycle pour les quatre vitesses de sollicitation pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ (+ : Essai 1, x : Essai 2, * : Essai 3).

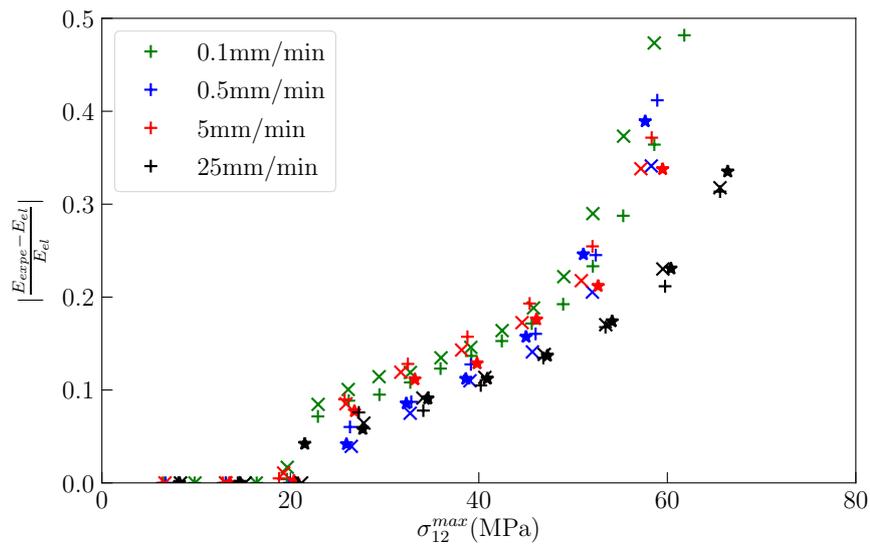


FIGURE 4.25 – Évolution du ratio de l'énergie dissipée sur l'énergie élastique en fonction de la contrainte maximale appliquée par cycle pour les quatre vitesses de sollicitation pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ (+ : Essai 1, x : Essai 2, * : Essai 3).

Entre 20 MPa et environ 50 MPa, un premier mécanisme apparaît. L'évolution du ratio de l'énergie semble linéaire avec la contrainte maximale appliquée par palier. Ce mécanisme semble indépendant de la vitesse de déformation. Au delà, un deuxième mécanisme semble apparaître. Ce mécanisme semble dépendant de la vitesse et difficilement identifiable, notamment pour les essais à 25 mm/min.

En conclusion, le comportement non linéaire du matériau étudié semble dépendre de la vitesse de déformation. Les déformations irréversibles mesurées dépendent de la vitesse de déformation. Deux mécanismes différents semblent régir l'évolution du dommage avec la contrainte

maximale appliquée. Un premier mécanisme est indépendant de la vitesse de déformation. Le deuxième mécanisme, qui se produit pour des contraintes supérieures à environ 50 MPa, semble complexe à identifier. Ce mécanisme pourrait être dû à un effet "structure". Ces observations sont en accord avec celles effectuées dans la section 4.3.1. Toutes les observations faites dans ce chapitre sur l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement non linéaire vont permettre de modéliser ce comportement ainsi que sa dépendance à la vitesse de déformation. Cette modélisation est présentée dans le chapitre suivant.

Chapitre 5

Modélisation du comportement mécanique des composites à matrice organique, sur une large gamme de vitesse de déformation

Le cinquième et dernier chapitre de cette thèse porte sur la modélisation du comportement des CMO de la quasi-statique à la dynamique et ceux pour différentes températures. Pour proposer ce modèle, une discussion sur le choix du modèle à utiliser est d'abord proposée. Par la suite, une modification du critère de rupture du pli est proposée pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur ce critère. Pour terminer, le modèle de dégradation du pli rompu choisi a été adapté pour insérer la dépendance à la vitesse et à la température. Les résultats obtenus à l'aide de ce modèle sont présentés dans la dernière partie de ce chapitre.

Sommaire

5.1	Choix du modèle d'endommagement	114
5.2	Description du modèle proposé	116
5.2.1	Modification du critère de rupture	116
5.2.2	Méthode d'identification des paramètres du modèle de dégradation du pli rompu	118
5.3	Comparaison entre les données expérimentales et le modèle proposé	127
5.3.1	Identification du paramètre β_c	128
5.3.2	Résultats à température ambiante	128
5.3.3	Résultats à -40°C	131
5.3.4	Résultats à -100°C	132
5.4	Analyse des résultats	134

Lors des précédents chapitres, les observations macroscopiques faites lors de l'étude expérimentale du matériau T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ ont été présentées. Une méthode d'analyse des données expérimentales brutes permettant d'évaluer la transition entre les comportements linéaire et non linéaire a été proposée dans le chapitre deux. Dans ce même chapitre, l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur cette transition a été étudiée. Une loi d'évolution de cette transition prenant en compte les effets de la vitesse et de la température a été proposée dans le chapitre trois. Par la suite, une étude expérimentale permettant de caractériser le comportement non linéaire et l'influence de la vitesse sur ce comportement a été menée. Cette étude a été présentée dans le chapitre quatre. Elle a permis de poser les hypothèses permettant de modéliser le comportement non linéaire du matériau d'étude ainsi que l'influence de la vitesse sur ce comportement.

L'objectif des travaux présentés dans ce chapitre est de proposer un modèle permettant de prédire le comportement du matériau d'étude de la quasi-statique à la dynamique et pour différentes températures à partir de l'ensemble des observations macroscopiques faites sur le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$. Le but n'est pas de proposer un nouveau modèle mais de modifier un modèle déjà existant pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température.

Pour répondre à cet objectif, une discussion sur le modèle OPFM [11] et sur le modèle du LMT [10] est proposée dans la première section de ce chapitre afin de choisir le modèle à utiliser. Ensuite, la description du modèle choisi ainsi que des modifications à apporter pour prendre en compte la limite de transition et l'influence de la vitesse sur le comportement non linéaire sont présentées dans la deuxième section de ce chapitre. Pour terminer, les résultats obtenus grâce au modèle proposé sont comparés aux données expérimentales du T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$.

5.1 Choix du modèle d'endommagement

Dans ces travaux, deux modèles ont été plus particulièrement considérés pour modéliser l'endommagement des CMO : le modèle proposé par le LMT [10] et le modèle proposé par l'ONERA [11]. Ces deux modèles ont été présentés dans le premier chapitre de cette thèse, dans la section 1.3. Dans cette section, un comparatif entre les deux méthodes proposées dans ces modèles pour décrire l'endommagement est proposé afin de choisir la plus adaptée et facile de mise en œuvre dans le cadre de ces travaux de thèse.

Le modèle proposé par le LMT est un modèle élasto-plastique-endommageable [10]. Dans ce modèle, l'endommagement est décrit à l'aide de deux variables d et d' . La variable d permet de quantifier l'évolution du module de cisaillement avec le dommage et la variable d' permet de décrire l'évolution du module transverse avec le dommage. Pour décrire la plasticité, la loi de plasticité utilisée dans ce modèle est définie comme suit :

$$\begin{cases} R(\tilde{p}) + R_0 = |\tilde{\sigma}_{12}| \\ \tilde{p} = 2(1-d)\dot{\epsilon}_{12}^p \end{cases} \quad (5.1)$$

Le couplage entre l'endommagement et la plasticité s'effectue par l'intermédiaire d'une contrainte effective :

$$\tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{1-d'} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ \frac{\sigma_{12}}{1-d} \end{bmatrix} \quad (5.2)$$

L'identification des paramètres permettant de décrire l'endommagement et la plasticité dans ce modèle peut se faire par l'intermédiaire de quatre essais. Un essai de traction uniaxiale monotone sur un stratifié unidirectionnel à $[0^\circ]$ permet de déterminer les caractéristiques à rupture dans le sens des fibres. Un deuxième essai de traction uniaxiale cyclique sur un stratifié $[\pm 45^\circ]$ permet de déterminer les paramètres d'endommagement en cisaillement et de plasticité ainsi que le module de cisaillement. Le troisième essai utilisé est un essai de traction uniaxiale monotone sur un stratifié $[\pm 67.5]$. Cet essai permet d'étudier le couplage entre cisaillement / traction transverse et d'obtenir les caractéristiques transverses du pli. Le dernier essai utilisé est un essai de compression simple ou de flexion trois points. Cet essai permet de déterminer la perte de rigidité du matériau en compression dans le sens fibre.

L'objectif des travaux de thèse présentés est d'étudier le comportement des composites à matrice organique pour des sollicitations allant de la quasi-statique à la dynamique et ce pour différentes températures. L'objectif final étant de pouvoir modéliser et prédire ce comportement sur la large gamme de vitesses de sollicitation et de températures auxquelles les pièces d'un avion peuvent être soumises. Or, l'identification des paramètres du modèle d'endommagement proposé par le LMT repose en partie sur l'analyse d'essais de traction uniaxiale de charges / décharges [10]. Comme cela a été évoqué dans le chapitre 1.2.2, les essais de charges / décharges sont difficilement réalisables aux grandes vitesses et n'ont donc pas été menés dans ces travaux pour les raisons évoquées dans la section 4.1.1. Par conséquent, il semble difficile d'identifier et donc d'utiliser le modèle d'endommagement proposé par le LMT pour décrire le comportement des CMO sur la large gamme de vitesses de sollicitation et de températures étudiée.

Le deuxième modèle d'endommagement considéré est celui défini dans l'OPFM [11]. L'ONERA Progressive Failure Model est un modèle viscoélastique spectral endommageable. La loi viscoélastique spectrale définie dans ce modèle permet de prendre en compte les phénomènes observés lors des essais de fluage. Elle permet également de prendre en compte les déformations inélastiques réversibles. En effet, l'utilisation de temps de relaxation suffisamment long peut permettre de faire apparaître des déformations permanentes. Cette méthode permet d'introduire des déformations permanentes, comme pour une loi viscoplastique, car la réversibilité n'est atteinte qu'après un temps infini. De plus, cette loi nécessite moins de paramètres qu'une loi viscoplastique classique.

Le modèle d'endommagement de l'OPFM est défini par les équations suivantes :

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}^0 + d_1 \underline{\underline{H}}_1 + d_2 \underline{\underline{H}}_2 \quad (5.3)$$

Dans cette équation $\underline{\underline{S}}$ correspond à la souplesse du pli dégradé, $\underline{\underline{S}}^0$ la souplesse élastique initiale, d_1 la cinétique de dégradation pour le mode fibre, $\underline{\underline{H}}_1$ le tenseur des effets du dommage dans le sens fibre, d_2 la cinétique de dégradation pour le mode interfibre, $\underline{\underline{H}}_2$ le tenseur des effets du dommage dans le sens interfibre.

Les tenseurs des effets du dommage sont évalués à l'aide d'une approche basée sur la mécanique de la rupture [102, 103]. Aucun essai supplémentaire n'est nécessaire pour déterminer ces tenseurs. En ce qui concerne les cinétiques de dégradation, elles sont évaluées à l'aide des équations (5.4) et (5.5) :

$$d_1 = \alpha * \sup \left(< \sqrt{f_1} - 1 >^+ \right) \quad (5.4)$$

$$d_2 = \beta_c * \sup\left(\sqrt{f_2} - 1, 0\right) \quad (5.5)$$

Le paramètre α n'est pas nécessairement évalué, la rupture dans le sens fibre étant considérée comme catastrophique. Le paramètre β_c , quant à lui, est évalué à l'aide d'un essai de traction uniaxiale monotone sur un stratifié $[0^\circ/90^\circ]$.

Pour conclure, les essais nécessaires à l'identification de l'OPFM semblent réalisables sur la large gamme de vitesses de sollicitation et de températures étudiée. De plus, la loi visco-élastique spectrale utilisée dans ce modèle a déjà été adaptée lors des travaux de Berthe et al. [4, 17] pour prendre en compte l'influence de la vitesse de sollicitation et de la température sur le comportement élastique des CMO. Par conséquent, le modèle choisi dans ces travaux pour modéliser le comportement non linéaire des CMO est le modèle OPFM. La version du modèle choisie est celle définie dans la thèse de Laurin [11]. Une modification a été apportée par rapport à ce modèle : il a été choisi de supprimer la fonction non linéarisante du modèle visco-élastique.

5.2 Description du modèle proposé

La première étape pour modéliser l'endommagement consiste à définir un critère de rupture du pli. Ce critère servira à initier l'endommagement.

5.2.1 Modification du critère de rupture

Le critère utilisé dans le modèle OPFM retenu dans ces travaux ne prend pas en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le seuil d'initiation du dommage. Ce sera l'objectif de cette section. Dans un premier temps, le critère utilisé dans la version d'OPFM retenue est présenté et décrit en détails. Puis, dans un deuxième temps, des modifications sont proposées et étudiées.

5.2.1.1 Présentation du critère utilisé dans OPFM

Le critère de rupture défini dans la thèse de Laurin [11] peut s'écrire à l'aide des équations suivantes :

$$\begin{cases} f_1^+ = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} \geq 0 \\ f_1^- = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c^f(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} < 0 \\ f_2^+ = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} \geq 0 \\ f_2^- = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} < 0 \end{cases} \quad (5.6)$$

Avec X_t, X_c respectivement les résistances dans la direction des fibres en traction et compression, Y_t, Y_c , les résistances dans la direction transverse aux fibres en traction et en compression, S_c la résistance en cisaillement et S_c^f la résistance en cisaillement pour le mode fibre. p est le paramètre permettant de décrire le renforcement du matériau en compression transverse. Cette formulation

s'inspire du critère en compression proposé par Sun et al. [65]. Pour évaluer ce coefficient p , le critère de rupture interfibre en compression transverse dans sa forme polynomiale est considéré :

$$f_2^- = \sigma_{22}^4 \left(\frac{p^2}{Y_c^2} \right) + \sigma_{22}^3 \left(\frac{-2p}{Y_c^2} \right) + \sigma_{22}^2 \left(\frac{1}{Y_c^2} - p^2 \right) + \sigma_{22}(2p) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c} \right)^2 = 1 \quad (5.7)$$

Il a été supposé que la résistance en cisaillement était maximale en un point $\sigma_{22} = R$ [11]. Par conséquent, l'équation suivante s'applique :

$$\frac{\partial f_2^- (\sigma_{22}, \tau_{12})}{\partial \sigma_{22}} = p^2 (2R(2R^2 - Y_c^2)) + p(2(Y_c^2 - 3R^2)) + 2R = 0 \text{ pour } \sigma_{22} = R \quad (5.8)$$

Un polynôme d'ordre deux est donc obtenu et peut être facilement résolu. Dans la thèse de Laurin [11], il est proposé de considérer que $R = \frac{Y_c}{2}$. Cette hypothèse sera reprise dans ces travaux. Par conséquent, deux valeurs possibles de p sont obtenues : $p = \frac{2}{Y_c}$ et $p = -\frac{1}{Y_c}$. Le coefficient p sert à décrire le renforcement du matériau en compression, donc seule la valeur positive de p a été retenue : $p = -\frac{1}{Y_c}$ puisque $Y_c < 0$. La résistance en cisaillement dans le sens fibre S_c^f s'évalue à l'aide de la résistance en cisaillement S_c grâce à l'équation suivante :

$$S_c^f = \frac{S_c}{\sqrt{1 - (f_{6 \rightarrow 1})^2}} \quad (5.9)$$

Le paramètre $f_{6 \rightarrow 1}$ permet de régler la contrainte seuil longitudinale à partir de laquelle le mode fibre en compression devient prépondérant par rapport à la rupture en cisaillement. La valeur de ce paramètre est reprise de la thèse de Laurin [11], $f_{6 \rightarrow 1} = 0.5$.

Le critère précédemment présenté ne prend pas en compte de la dépendance à la vitesse de sollicitation et à la température du seuil d'initiation du dommage. Or les essais de charges / décharges réalisés sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s ont montré une influence de la vitesse de sollicitation sur le seuil d'initiation de l'endommagement. Par conséquent, il est proposé de modifier ce critère pour prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le seuil d'initiation du dommage.

5.2.1.2 Influence de la vitesse de déformation et de la température sur le critère de rupture

D'après la littérature, la rupture fibre en traction est indépendante de la vitesse de sollicitation et de la température. Par conséquent, le critère de rupture en traction dans le sens des fibres est logiquement indépendant de la vitesse de déformation et de la température. Le critère f_1^+ sera donc conservé comme il est défini dans les travaux de Laurin [11].

Les trois autres critères sont considérés comme dépendants de la vitesse de déformation et de la température. Dans ces travaux, il a été choisi de reprendre la même forme de critère que celle utilisée dans le modèle OPFM précédemment présenté.

Dans les chapitres 2 et 3 de ces travaux, un critère de transition entre les comportements linéaire et non linéaire a été défini. Une loi d'évolution de cette transition a également été proposée prenant en compte à la fois l'influence de la vitesse de déformation et l'influence de la température. De plus, lors de l'analyse des essais de charges / décharges réalisés sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s, et notamment lors de l'étude de l'énergie dissipée au cours de ces essais, il a été montré que le seuil d'initiation de l'endommagement mesurable lors de ces essais était proche des valeurs de transition obtenues.

Par conséquent, il est proposé de modifier les critères de rupture f_1^- , f_2^+ et f_2^- en remplaçant la résistance en cisaillement par la contrainte de transition σ_t évaluée à l'aide de la loi d'évolution définie dans le chapitre 3. Le cas étudié dans cette thèse est celui de la traction uniaxiale, il a donc été choisi de ne pas modifier les résistance en traction X_c et Y_c . Dans un premier temps, il a été considéré que la résistance en traction dans la direction transverse Y_t est indépendante de la vitesse et de la température.

Le critère proposé peut donc s'écrire comme suit :

$$\begin{cases} f_1^+ = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} \geq 0 \\ f_1^- = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\sigma_t^f(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{11} < 0 \\ f_2^+ = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\sigma_t(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} \geq 0 \\ f_2^- = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{\sigma_t(1-p\sigma_{22})}\right)^2 & \text{si } \sigma_{22} < 0 \end{cases} \quad (5.10)$$

Par analogie avec S_c^f , la valeur de σ_t^f s'évalue à l'aide de l'équation suivante :

$$\sigma_t^f = \frac{\sigma_t}{\sqrt{1-(f_{6 \rightarrow 1})^2}} \quad (5.11)$$

Le critère proposé permet de prendre en compte l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le seuil d'activation de l'endommagement.

Lorsque le critère de rupture est activé, un modèle de dégradation du pli rompu intervient. Le modèle de dégradation du pli rompu utilisé dans l'OPFM permet d'évaluer la souplesse du pli rompu, comme décrit dans l'équation (5.3).

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}^0 + d_1 \underline{\underline{H}}_1 + d_2 \underline{\underline{H}}_2 \quad (5.12)$$

Pour déterminer le modèle de dégradation du pli rompu utilisé, il faut déterminer les cinétiques de dégradation fibre d_1 et interfibre d_2 ainsi que les tenseurs des effets du dommage d'une rupture fibre $\underline{\underline{H}}_1$ et d'une rupture interfibre $\underline{\underline{H}}_2$.

5.2.2 Méthode d'identification des paramètres du modèle de dégradation du pli rompu

Dans un premier temps, les cinétiques de dégradation ont été étudiées.

5.2.2.1 Évaluation des cinétiques de dégradation

Les cinétiques de dégradation utilisées dans OPFM sont des scalaires définis comme suit :

$$d_1 = \alpha * \sup\left(\langle \sqrt{f_1} - 1 \rangle^+\right) \quad (5.13)$$

$$d_2 = \beta_c * \sup\left(\langle \sqrt{f_2} - 1 \rangle^+\right) \quad (5.14)$$

Lors de la section précédente, les critères f_1 et f_2 ont été définis. Par conséquent, seuls les paramètres α et β_c doivent être identifiés dans cette section.

Pour un composite carbone / époxy stratifié unidirectionnel, la rupture de fibre est considérée comme catastrophique. Il n'est donc pas nécessaire d'identifier le paramètre α , il faut choisir une valeur de α suffisamment grande. Par conséquent, seul le paramètre β_c est à identifier. Pour évaluer ce paramètre, des essais de traction uniaxiale monotone sur un stratifié [0/90] sont nécessaires. Lors de ces essais, la densité de fissures est mesurée. Pour évaluer cette densité, différentes méthodes peuvent être utilisées. Pour des composites renforcés par fibres de verre, le suivi de densité de fissures peut se faire par méthode optique classique [104]. Pour des composites renforcés par des fibres de carbone, d'autres méthodes doivent être utilisées. Les méthodes utilisées sont le suivi par radiographie au rayon X [105], par microscopie optique [106], par caméra visible ou par thermographie infra-rouge [107].

L'objectif de ces travaux est de proposer un modèle permettant de décrire le comportement des CMO de la quasi-statique à la dynamique. Par conséquent, l'influence de la vitesse de déformation sur le paramètre β_c doit être étudiée. Les méthodes de microscopie optique et de radiographie à rayons X nécessitent l'interruption de l'essai réalisé, ce qui est difficilement faisable pour des essais dynamiques. Le suivi de la densité de fissures par caméra visible semble également difficilement réalisable en dynamique puisque pour suivre la densité de fissures il faut une résolution importante, ce qui est difficile en dynamique. Par conséquent, dans ces travaux le suivi par thermographie infra-rouge a été privilégié.

Pour évaluer le paramètre de cinétique de dégradation β_c et l'influence de la vitesse de déformation sur ce paramètre, les travaux de Berthe et al. [108] ont été utilisés.

Lors de ces travaux, Berthe et al. ont réalisé des essais de traction uniaxiale monotone sur le T700GC/M21 [0/90₃]_s. Ces essais ont été réalisés sur un vérin hydraulique SCHENCK pour trois vitesses de sollicitation : 5mm/min, 50mm/min et 500mm/min. Les trois vitesses de déformation correspondantes sont $8.3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$, $6.5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ et $6.7 \cdot 10^{-2} s^{-1}$. Le suivi de la densité de fissures a été effectué par thermographie infra-rouge.

Sur la Figure 5.1, l'évolution de la densité de fissures a été tracée en fonction de la contrainte appliquée au stratifié.

Sur cette Figure, la vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur l'évolution de la densité de fissures pour la gamme de vitesses de sollicitation étudiée. La première fissure semble apparaître aux alentours de 290MPa. Ces essais permettent également de vérifier l'hypothèse précédemment posée selon laquelle la résistance en traction dans le sens transverse aux fibres Y_t est indépendante de la vitesse et de la température. La densité de fissures évolue de 0 à 0.7 pour une contrainte appliquée variant de 300MPa à 500MPa.

Le coefficient β_c a été évalué à l'aide de la Figure 5.1. La régression obtenue pour l'évaluation de ce paramètre est tracée en rouge. Le paramètre β_c obtenu est égal à 0.85. Cependant, la valeur de β_c évaluée lors de ces essais dépend de la stratification utilisée pour les réaliser et notamment du nombre de plis, comme le montre Huchette dans ses travaux [19]. Ce paramètre ne permet donc pas d'obtenir directement la valeur du paramètre β_c . Une méthode pour obtenir ce paramètre est proposée dans les travaux de Huchette [19]. Dans ces travaux de thèse, il est proposé de réajuster ce paramètre par la suite lors de l'identification finale du modèle.

Dans cette section, les paramètres permettant de définir la cinétique de dégradation ont été étudiés. Dans un second temps, les tenseurs des effets du dommage doivent être évalués.

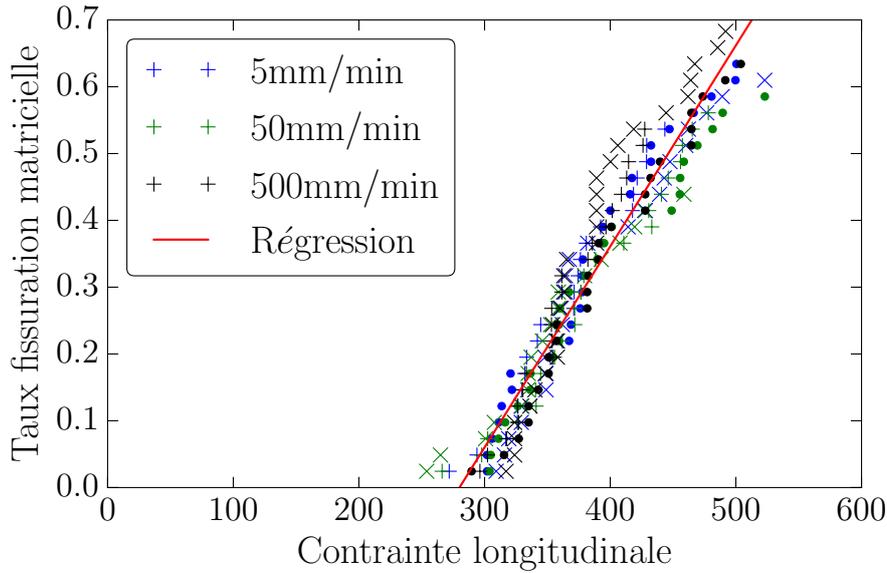


FIGURE 5.1 – Évolution de la densité de fissures en fonction de la contrainte appliquée au stratifié pour trois vitesses de sollicitation (+ : Essai 1, x : Essai 2, . : Essai 3), tirée des travaux de Berthe et al. [108].

5.2.2.2 Évaluation du tenseur des effets du dommage

Le modèle de dégradation du pli rompu utilisé dans OPFM fait intervenir deux tenseurs pour décrire les effets du dommage : \underline{H}_1 aussi appelé \underline{H}^{FF} le tenseur des effets du dommage d'une rupture de fibre et \underline{H}_2 aussi appelé \underline{H}^{IFF} le tenseur des effets du dommage d'une rupture inter-fibre.

5.2.2.2.1 Tenseur des effets interfibre \underline{H}^{IFF}

Dans un premier temps, le tenseur des effets d'une rupture inter-fibre a été considéré. Ce tenseur est défini comme suit :

$$\underline{H}^{IFF} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & H_{22}^{IFF} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & H_{44}^{IFF} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & H_{66}^{IFF} \end{bmatrix} \quad (5.15)$$

Avec $H_{22}^{IFF} = h_{22}S_{22}^0$, $H_{44}^{IFF} = h_{44}S_{44}^0$ et $H_{66}^{IFF} = h_{66}S_{66}^0$.

La détermination des coefficients du tenseur des effets du dommage peut se faire de manière analytique en utilisant les modèles micro-mécaniques ou de manière numérique [19]. L'approche choisie dans ces travaux est basée sur la mécanique de la rupture [102, 103] de par leur facilité de mise en œuvre par rapport aux modèles numériques. L'utilisation de ce type d'approche pour la modélisation du comportement de stratifiés unidirectionnels pour des sollicitations multiaxiales a été vérifiée par Maire [70].

Les approches analytiques utilisées pour l'identification des tenseurs des effets du dommage se basent sur le principe d'équivalence énergétique entre le matériau fissuré et un matériau vierge équivalent. Pour appliquer cette approche, l'hypothèse de fissures uniformément réparties dans le matériau est faite. Une deuxième hypothèse simplificatrice est faite dans ces travaux, seule la

différence de comportement entre la traction et la compression transverse a été considérée. Par conséquent, le terme h_{22} a été décomposé comme suit :

$$h_{22} = \eta_{22} h_{22}^t + (1 - \eta_{22}) h_{22}^c \text{ et } \eta_{22} = \begin{cases} 1 & \text{si } \sigma_{22} \geq 0 \\ 0 & \text{si } \sigma_{22} \leq 0 \end{cases} \quad (5.16)$$

La rupture inter-fibre en compression transverse n'entraîne pas de perte de rigidité transverse du pli car les fissures sont supposées fermées. Par conséquent, h_{22}^c est considéré égal à zéro.

Une méthode auto-cohérente basée sur un calcul d'énergie élastique effectué dans les travaux de Perreux et al. [102] est utilisée pour relier les composantes du tenseur des effets du dommage avec la densité de fissures du matériau endommagé. Pour appliquer cette méthode, une hypothèse doit être faite sur l'orientation des fissures dans le pli. Cette hypothèse est présentée sur la Figure 5.2.

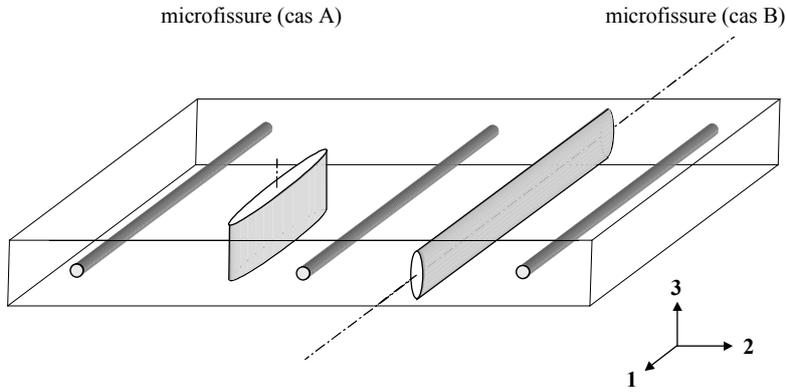


FIGURE 5.2 – Représentation des deux possibilités d'orientation de fissures pour un composite stratifié, tirée des travaux de Richard [103].

Sur cette Figure, deux orientations possibles des fissures sont représentées. Une première orientation, appelé cas A, dans laquelle la fissure se propage dans l'épaisseur, sur le schéma dans la direction 3. La deuxième orientation, appelé cas B, décrit une fissure se propageant dans la direction 1.

Deux systèmes sont obtenus grâce à l'équivalence énergétique entre le pli endommagé et le matériau vierge équivalent.

Pour le cas A, le système peut être écrit à l'aide des équations suivantes :

$$\begin{cases} H_{22}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} [S_{11} (S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}})]^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}}}{S_{11}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{12} + S_{66} + H_{66}^{\text{IFF}}}{2S_{11}} \right]^{\frac{1}{2}} \\ H_{44}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{4} [S_{55} (S_{44} + H_{44}^{\text{IFF}})]^{\frac{1}{2}} \\ H_{66}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} S_{11} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}}}{S_{11}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{12} + S_{66} + H_{66}^{\text{IFF}}}{2S_{11}} \right]^{\frac{1}{2}} \end{cases} \quad (5.17)$$

Pour le cas B, le système peut être écrit à l'aide des équations suivantes :

$$\begin{cases} H_{22}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} [S_{33}(S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}})]^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}}}{S_{33}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{32} + S_{44} + H_{44}^{\text{IFF}}}{2S_{33}} \right]^{\frac{1}{2}} \\ H_{44}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} S_{33} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{\text{IFF}}}{S_{33}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{32} + S_{44} + H_{44}^{\text{IFF}}}{2S_{33}} \right]^{\frac{1}{2}} \\ H_{66}^{\text{IFF}} = \frac{\pi d}{4} [S_{55}(S_{66} + H_{66}^{\text{IFF}})]^{\frac{1}{2}} \end{cases} \quad (5.18)$$

Avec d la densité de fissures du pli endommagé.

Afin de choisir entre les deux cas d'orientation de fissures les travaux de Huchette [19] sont utilisés. Lors de ses travaux [19], Huchette a réalisé l'évaluation des tenseurs des effets du dommage par approche numérique. Dans ces travaux, il a montré que le paramètre h_{44} était inférieur au paramètre h_{66} .

Dans le cas présenté, les deux systèmes ont été résolus de façon implicite par une méthode de point fixe. Le système permettant d'obtenir une valeur de h_{44} inférieure au h_{66} était le cas B. Par conséquent, seuls les résultats obtenus pour le cas B sont présentés.

5.2.2.2 Influence de la vitesse et de la température sur le tenseur des effets interfibrés H^{IFF}

Le matériau de cette thèse est isotrope transverse. La matrice de souplesse présentée dans le chapitre 1 est donc utilisée pour résoudre le système présenté ci-dessus :

$$\underline{\underline{S}} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_1} & \frac{-\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1+\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} \end{bmatrix} \quad (5.19)$$

Les valeurs utilisées pour évaluer la matrice de souplesse sont celles obtenues lors des thèses de Berthe [4] et de Laurin [11], $E_1 = 112000\text{MPa}$, $E_2 = 10500\text{MPa}$, $\nu_{12} = 0.28$ et $\nu_{23} = 0.4$. Les valeurs du module de cisaillement G_{12} sont celles tirées du modèle viscoélastique bi-spectral de Berthe [4]. Ce module est dépendant de la vitesse de déformation et de la température. Les autres paramètres permettant de définir la matrice de souplesse sont considérés comme indépendants de la vitesse de déformation et de la température.

En considérant les observations ci-dessus, le système permettant d'évaluer les paramètres du ten-

seur des effets du dommage devient :

$$\begin{cases} H_{22}^{IFF} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} [S_{22}(S_{22} + H_{22}^{IFF})]^{\frac{1}{2}} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{IFF}}{S_{22}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{32} + S_{44} + H_{44}^{IFF}}{2S_{22}} \right]^{\frac{1}{2}} \\ H_{44}^{IFF} = \frac{\pi d}{2\sqrt{2}} S_{22} \left[\left(\frac{S_{22} + H_{22}^{IFF}}{S_{22}} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{2S_{32} + S_{44} + H_{44}^{IFF}}{2S_{22}} \right]^{\frac{1}{2}} \\ H_{66}^{IFF} = \frac{\pi d}{4} [S_{66}(\dot{\epsilon}, T)(S_{66}(\dot{\epsilon}, T) + H_{66}^{IFF})]^{\frac{1}{2}} \end{cases} \quad (5.20)$$

D'après ce système, seul le terme H_{66}^{IFF} est dépendant de la vitesse de déformation et de la température. De plus, l'équation permettant d'obtenir le terme H_{66}^{IFF} est une équation du second degré qui peut se résoudre de manière analytique simple. Cette équation a permis de valider la méthode de point fixe utilisée pour évaluer l'ensemble des termes H_{22}^{IFF} , H_{44}^{IFF} et H_{66}^{IFF} . Les paramètres du tenseur des effets du dommage inter-fibre obtenus par résolution du système à l'aide de la méthode des points fixes sont tracés en fonction de la densité de fissures du pli endommagé sur la Figure 5.3. Ces paramètres ont été évalués pour une vitesse de déformation de $10^{-4} s^{-1}$ et à température ambiante. La solution analytique obtenue par résolution directe de l'équation pour le paramètre H_{66}^{IFF} (représentée par la ligne discontinue verte) est également comparée à la solution obtenue par la méthode de point fixe (représentée par la ligne continue noire). Les deux solutions se superposent, la méthode de point fixe utilisée est donc validée. Le paramètre H_{22}^{IFF} évolue entre 0 et $7 \cdot 10^{-4}$ pour une densité de fissure variant entre 0 et 1. Le paramètre H_{44}^{IFF} obtenu est bien inférieur au paramètre H_{66}^{IFF} . Le paramètre H_{44}^{IFF} varie entre 0 et $2.4 \cdot 10^{-4}$ et le paramètre H_{66}^{IFF} varie entre 0 et $2.9 \cdot 10^{-4}$. Le paramètre H_{66}^{IFF} est dépendant de la vitesse de déformation et de la tem-

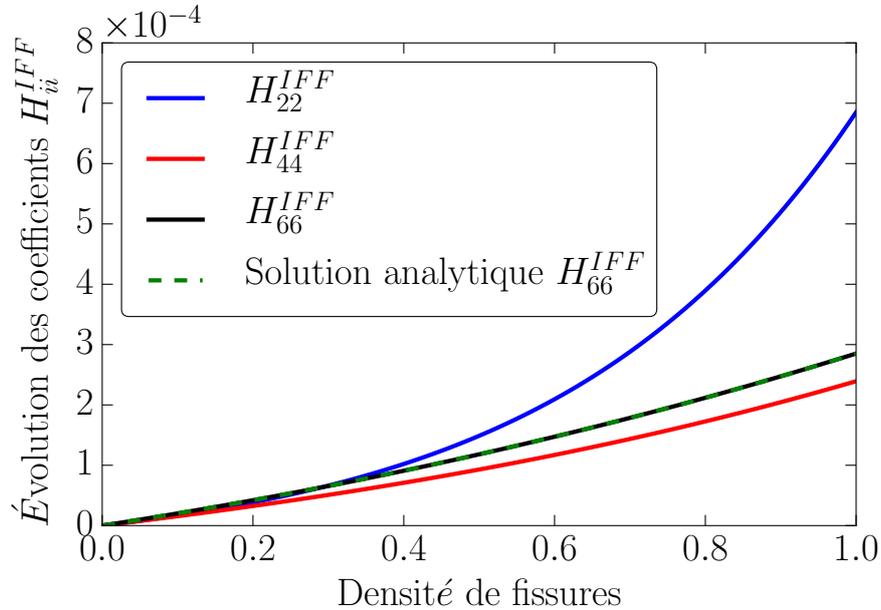


FIGURE 5.3 – Évolution des paramètres du tenseur des effets du dommage en fonction de la densité de fissures, pour le matériau T700GC/M21 à température ambiante et pour $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$.

pérature, par conséquent ce paramètre a été évalué sur une gamme de vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = [1.10^{-4}; 10^4]$ et pour une gamme de températures $T = [-160^{\circ}C; 20^{\circ}C]$. Sur la Figure 5.4, le

paramètre H_{66}^{IFF} est tracé en fonction de la densité de fissure pour quatre conditions différentes : à température ambiante et pour $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$ (par une ligne rouge discontinue) et pour $\dot{\epsilon} = 10000 s^{-1}$ (par une ligne bleue discontinue), et pour une température de $-160^{\circ}C$ et pour $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$ (par une ligne rouge continue) et pour $\dot{\epsilon} = 10000 s^{-1}$ (par une ligne bleue continue). Sur cette Figure, l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur le tenseur le paramètre H_{66}^{IFF} est présentée. Le paramètre H_{66}^{IFF} semble diminuer avec la diminution de la température. Une diminution de la température de $20^{\circ}C$ à $-160^{\circ}C$ provoque une diminution de 40% du paramètre H_{66}^{IFF} pour une densité de fissures de 1 et pour une vitesse de déformation de $1.10^{-4} s^{-1}$. Le paramètre H_{66}^{IFF} semble également diminuer avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Le paramètre H_{66}^{IFF} diminue de 43% lorsque la vitesse de déformation diminue de $1.10^{-4} s^{-1}$ à $10000 s^{-1}$ à température ambiante. Les paramètres du tenseur des effets du dommage peuvent se décomposer

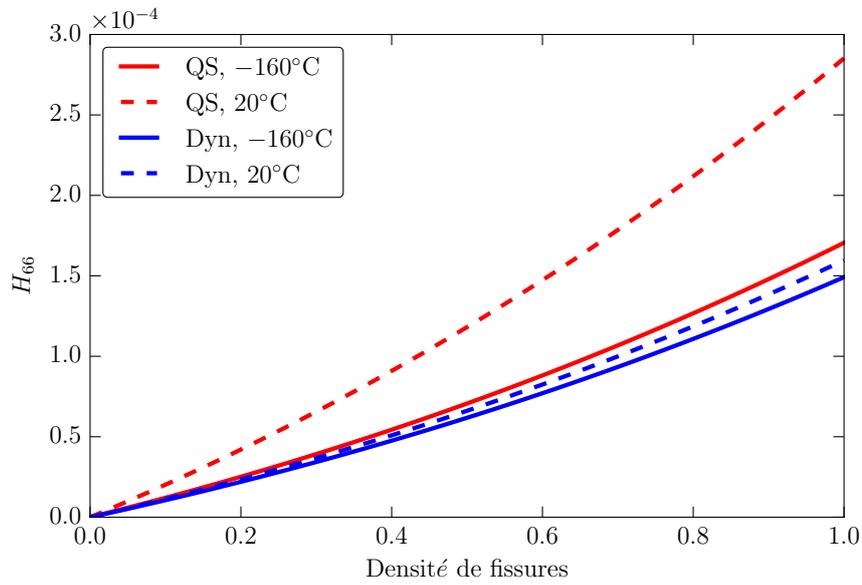


FIGURE 5.4 – Évolution des paramètres du tenseur des effets du dommage en fonction de la densité de fissures pour le matériau T700GC/M21, à température ambiante et à $-160^{\circ}C$ et à $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 10000 s^{-1}$.

comme suit :

$$\begin{cases} H_{22}^{IFF} = h_{22}(d)S_{22}^0 \\ H_{44}^{IFF} = h_{44}(d)S_{44}^0 \\ H_{66}^{IFF} = h_{66}(d)S_{66}^0 \end{cases} \quad (5.21)$$

5.2.2.2.3 Définition des paramètres h_{22} , h_{44} et h_{66}

Le tenseur des souplesses du pli endommagé ($\underline{\underline{S}}$) peut se décomposer en la somme du tenseur des souplesses initiales et du tenseur des effets $\underline{\underline{H}}^{IFF}$.

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}^0 + \underline{\underline{H}}^{IFF} \quad (5.22)$$

Cette équation implique que la variation de souplesse $\Delta \underline{\underline{S}}$ peut être évaluée à l'aide de l'équation suivante :

$$\underline{\underline{\Delta S}} = \underline{\underline{H}}^{IFF} \quad (5.23)$$

Sur la Figure 5.5, les variations de souplesse ΔS_{44} et ΔS_{66} sont tracées en fonction de la variation de souplesse transversale ΔS_{22} pour le T700GC/M21 à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 1.10^{-1} s^{-1}$. Une simplification est faite. Il est considéré que les variations de souplesse ΔS_{44} et ΔS_{66} varient linéairement avec la variation de souplesse transversale ΔS_{22} [11]. Cette simplification n'est pas valable pour l'ensemble des courbes de la Figure 5.5. Cependant, pour une partie du début de la courbe, cette simplification semble recevable, comme le montre la Figure 5.6.

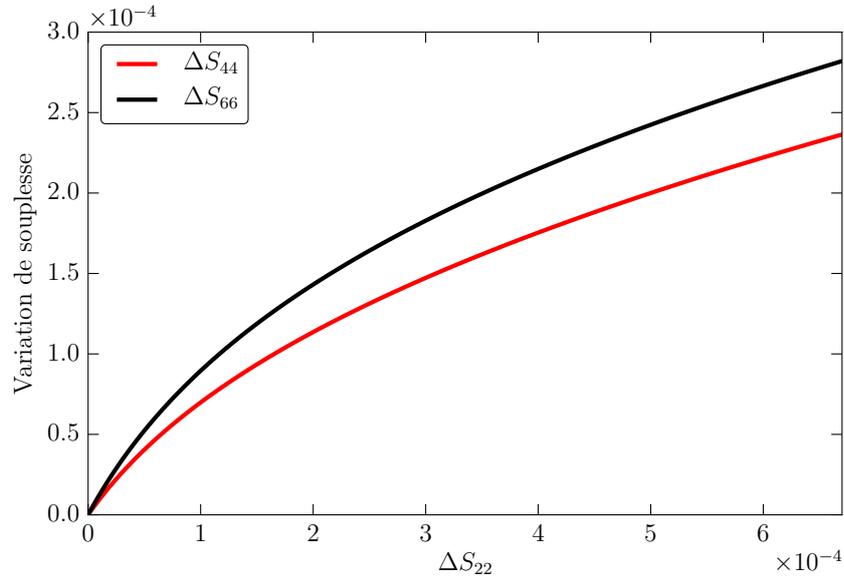


FIGURE 5.5 – Évolution des variations de souplesse ΔS_{44} et ΔS_{66} avec la variation de souplesse transversale ΔS_{22} pour le matériau T700GC/M21, à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$.

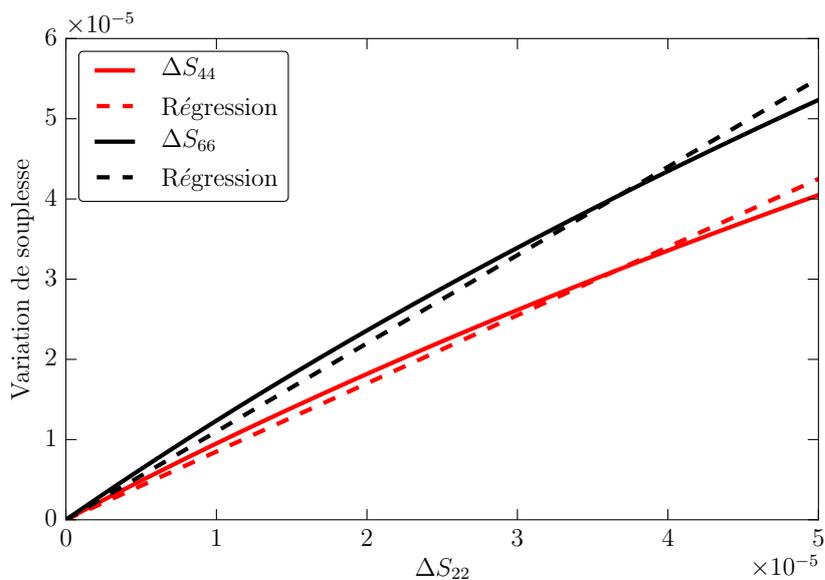


FIGURE 5.6 – Comparaison entre les variations de souplesse ΔS_{44} et ΔS_{66} avec les régressions linéaires correspondantes pour le matériau T700GC/M21, à température ambiante et à $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} s^{-1}$.

Si la simplification est valable, les équations suivantes s'appliquent :

$$\begin{cases} \Delta S_{44} = a \Delta S_{22} \\ \Delta S_{66} = b \Delta S_{22} \end{cases} \quad (5.24)$$

Avec a et b les pentes des régressions linéaires obtenues par une optimisation au sens des moindres carrés. D'où :

$$\begin{cases} h_{44} = \frac{a h_{22} S_{22}^0}{S_{44}^0} \\ h_{66} = \frac{b h_{22} S_{22}^0}{S_{66}^0} \end{cases} \quad (5.25)$$

Pour obtenir les paramètres h_{44} et h_{66} qui seront utilisés dans le modèle, on pose $h_{22} = 1$. La simplification considérant une évolution linéaire entre les variations de souplesse ΔS_{44} et ΔS_{66} avec la variation de souplesse transverse ΔS_{22} est une simplification importante. Une étude a été réalisée sur l'influence du nombre de points considéré pour l'évaluation des régressions linéaires sur l'évaluation des paramètres h_{44} et h_{66} . Cette étude est disponible en annexe A. Dans la thèse de Laurin [11], il est proposé pour les plaques de composite stratifié de considérer qu'une perte de rigidité supérieur à 50% est catastrophique et provoque la ruine du matériau. Par conséquent, dans ces travaux il est proposé de considérer les données de variation de souplesse jusqu'à une variation $\Delta S_{66} \leq 50\%$. Les paramètres obtenus sont les suivants : $h_{44} = 0.25$ et $h_{66} = 0.35$. Ces paramètres sont en accord avec ceux obtenus dans la thèse de Laurin [11].

D'après les équations 5.25 seul le paramètre h_{66} est dépendant de la vitesse de déformation et de la température car seul S_{66}^0 est dépendant de la vitesse de déformation et de la température. Pour observer l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur ce paramètre il a été évalué sur une gamme de températures de $T = [-160^\circ\text{C}; 20^\circ\text{C}]$ et de vitesses $\dot{\epsilon} = [1.10^{-4} \text{s}^{-1}; 10^4 \text{s}^{-1}]$ à l'aide des modules obtenus à l'aide du modèle bi-spectral proposé par Berthe [4]. Les résultats obtenus sont tracés sur la Figure 5.7. Sur cette Figure, l'évolution du paramètre h_{66} a été tracée en fonction de la température pour quatre vitesses de déformation allant de la quasi-statique à la dynamique. Le paramètre h_{66} est finalement indépendant de la vitesse de déformation et de la température. L'évolution de la pente b de la régression linéaire obtenue entre ΔS_{22} et ΔS_{66} doit être compensée par l'évolution de la souplesse S_{66}^0 .

Les paramètres finalement obtenus sont les suivants : $h_{22} = 1, h_{44} = 0.25$ et $h_{66} = 0.35$.

5.2.2.2.4 Tenseur des effets du dommage dans le sens fibre H^{FF}

Le tenseur des effets du dommage d'une rupture fibre H^{FF} est défini comme suit :

$$\underline{\underline{H^{\text{FF}}}} = \begin{bmatrix} H_{11}^{\text{FF}} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & H_{55}^{\text{FF}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & H_{66}^{\text{FF}} \end{bmatrix} \quad (5.26)$$

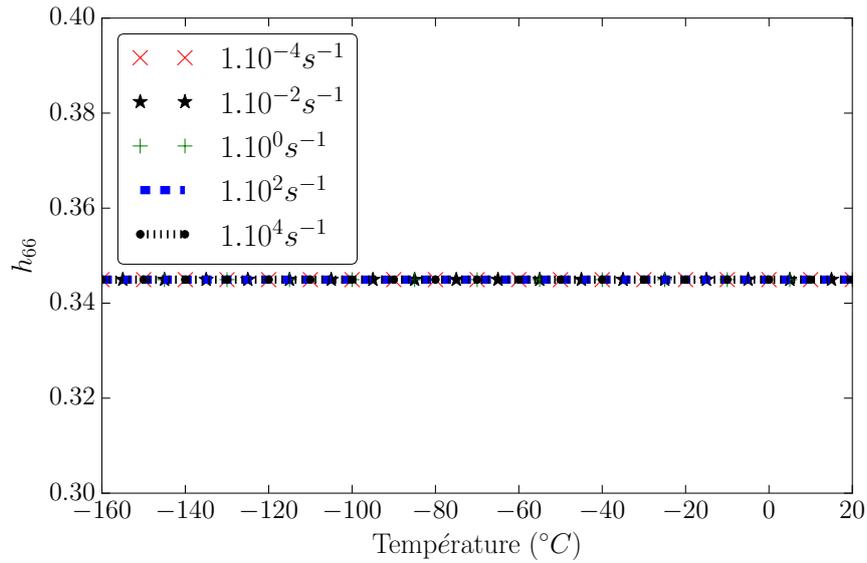


FIGURE 5.7 – Évolution du paramètre h_{66} en fonction de la température pour quatre vitesses de déformation, pour le T700GC/M21.

Une méthode identique à celle utilisée pour le tenseur des effets du dommage d'une rupture inter-fibre ($\underline{H}^{\text{IFF}}$) peut être utilisée. Il suffit de remplacer les indices 22 par 11 et 44 par 55. Comme la rupture d'une fibre est considérée comme catastrophique pour notre matériau d'étude, l'obtention des paramètres du tenseur des effets du dommage pour une rupture fibre ne sera pas présentée.

Dans un deuxième temps, une analyse de sensibilité a été réalisée sur l'ensemble des paramètres utilisés dans le modèle de dégradation du pli rompu. Pour cela, le modèle a été appliqué au matériau d'étude le T700GC/M21 avec la stratification $[\pm 45^\circ]_s$. L'ensemble de l'analyse de sensibilité est détaillée en annexe B.1. Cette analyse a permis de montrer que pour le matériau d'étude, c'est-à-dire le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$ seuls les paramètres β_c et h_{66} ont une influence sur la modélisation de l'endommagement par le modèle OPFM. De plus, ces deux paramètres semblent avoir une influence similaire sur la modélisation de l'endommagement.

Par la suite, les résultats obtenus grâce au modèle proposé sont comparés avec les données expérimentales.

5.3 Comparaison entre les données expérimentales et le modèle proposé

Le modèle visco-élastique-linéaire endommageable précédemment décrit a été appliqué pour notre matériau d'étude le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$. Pour le modèle visco-élastique-linéaire bi-spectral les paramètres utilisés sont ceux proposés dans la thèse de Berthe [4]. Une modification a été réalisée entre ces deux modèles, la fonction non linéarisante du modèle visco-linéaire ayant été supprimée. L'identification des paramètres du modèle de dégradation du pli rompu a été présentée dans les sections précédentes. Le paramètre β_c a été réajusté à l'aide de l'ensemble des données expérimentales.

5.3.1 Identification du paramètre β_c

Le paramètre β_c est dépendant de la stratification choisie pour identifier ce paramètre. Par conséquent, ce paramètre a été réajusté dans un second temps, à l'aide de l'ensemble des données expérimentales à température ambiante et à basses températures. Pour cela, une dernière identification a été réalisée à l'aide d'une optimisation au sens des moindres carrés réalisée grâce au logiciel Matlab. Le paramètre β_c initiale est celui précédemment évalué $\beta_c=0.85$. Le β_c finale obtenu est de 0.65. Les résultats obtenus lors de cette identification sont présentés sur la Figure 5.8. Pour des raisons de lisibilité, seuls trois vitesses de déformations sont présentées. Sur cette Figure, les données expérimentales sont comparées aux résultats obtenus à l'aide du modèle identifié pour le paramètre $\beta_c=0.85$ en trait continu et pour le paramètre $\beta_c=0.65$ en trait discontinu. Sur

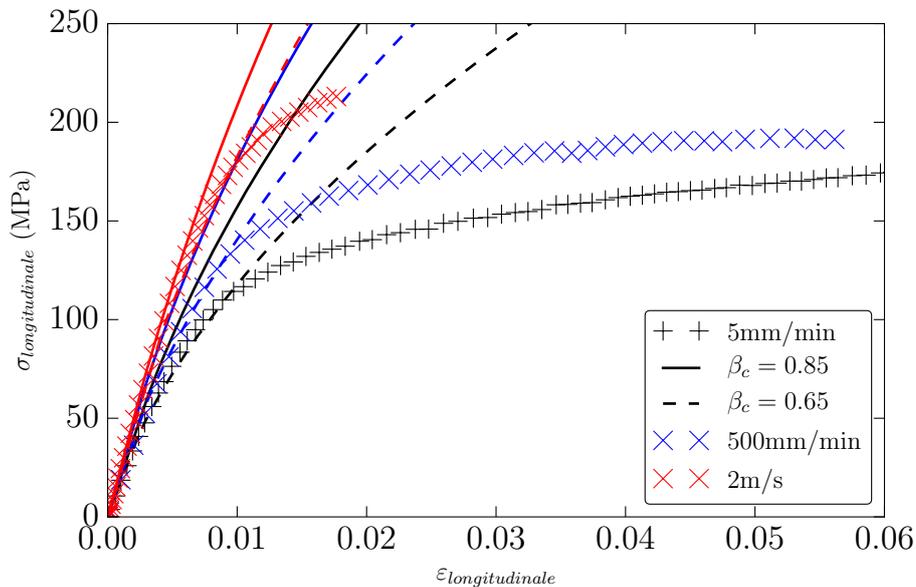


FIGURE 5.8 – Comparaison entre les données expérimentales à température ambiante pour trois vitesses de déformation et le modèle identifié avec le paramètre $\beta_c = 0.85$ en ligne continue et $\beta_c = 0.65$ en ligne pointillée.

cette Figure, les résultats obtenus à l'aide du modèle avec $\beta_c=0.65$ semble être plus représentatif du comportement du matériau que ceux obtenus avec $\beta_c=0.85$.

En conclusion, le paramètre β_c est choisi égal à 0.65.

5.3.2 Résultats à température ambiante

Les résultats obtenus à l'aide du modèle visco-endommageable proposé sont comparés aux données expérimentales à température ambiante sur la Figure 5.9. Le graphe du haut représente l'ensemble des données expérimentales à température ambiante. Le graphe du bas représente uniquement trois vitesses de déformation de la quasi-statique à la dynamique pour une déformation allant jusque 0.03. Les résultats obtenus par le modèle sont représentés en trait discontinu. Sur cette Figure, le modèle proposé permet de décrire le comportement du matériau jusqu'à un certain seuil de contrainte. Ce seuil semble varier en fonction de la vitesse de déformation. Au delà, un nouveau mécanisme semble entrer en jeu.

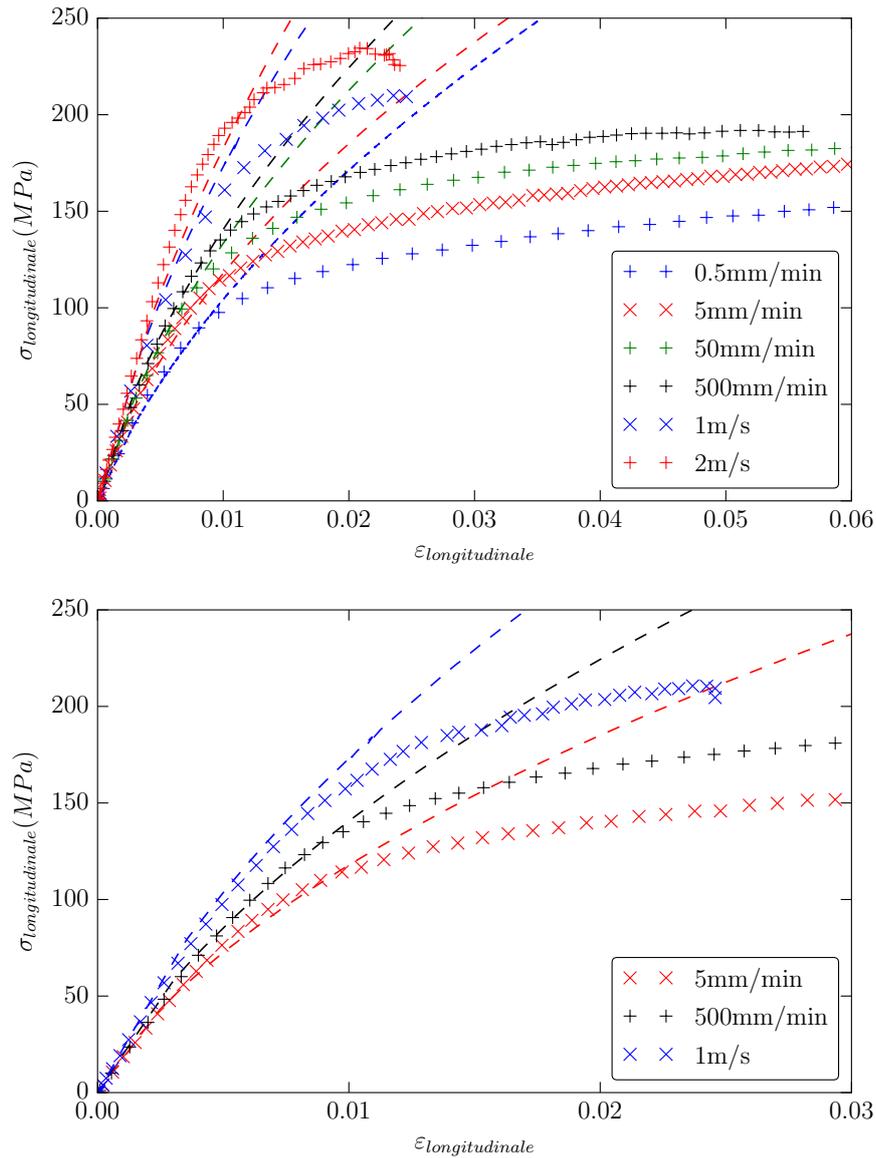


FIGURE 5.9 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à température ambiante pour six vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle visco- endommageable proposé (en trait discontinus), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$.

Dans un deuxième temps, les résultats obtenus à l'aide du modèle proposé sont comparés aux résultats obtenus à l'aide du modèle visco-linéaire. Cette comparaison est présentée sur la Figure 5.10. Sur cette Figure, le modèle proposé permet de décrire le comportement du matériau étudié pour une plage de déformation supérieure à celle du modèle visco-linéaire. Le modèle proposé permet de décrire une partie du comportement non linéaire observé. Par exemple, pour l'essai à 5 mm/min le modèle visco-linéaire semble pertinent jusque 60 MPa et le modèle proposé jusque 110 MPa. La même remarque peut être faite pour les autres vitesses. Pour quantifier, l'apport du

modèle visco-endommageable par rapport au modèle visco-linéaire une analyse statistique a été réalisée. Pour chaque vitesse de déformation, les écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et les modèles visco-endommageable et visco-linéaire ont été évalués. Les résultats obtenus sont résumés sur la Figure 5.11. Sur cette Figure, les histogrammes des moyennes des écarts relatifs ainsi

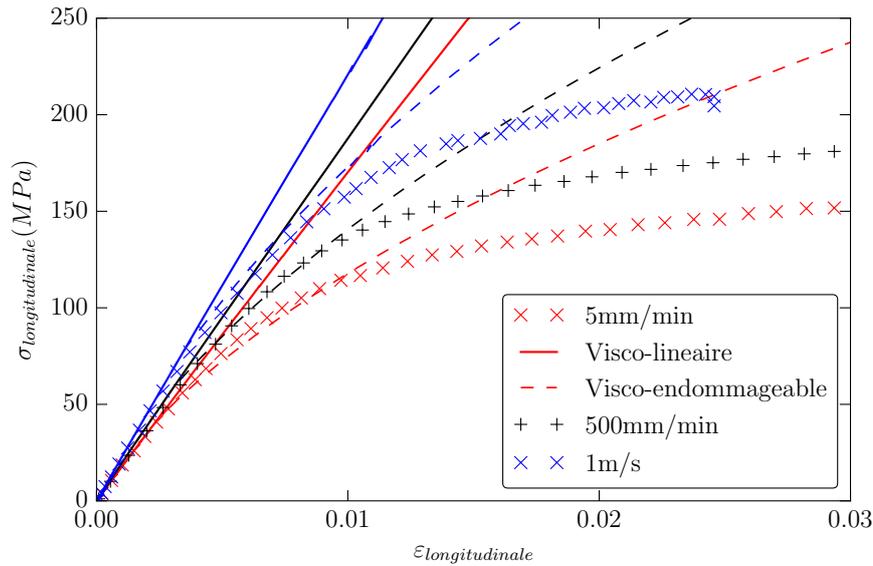


FIGURE 5.10 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à température ambiante pour trois vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle visco-linéaire (en trait continu) et le modèle visco-endommageable proposé (en trait discontinu), pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s.

que des écart type évalués en fonction de la vitesse de déformation sont tracés. Les moyennes des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-endommageable sont très inférieures à celles du modèle visco-linéaire. La moyenne des moyennes des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 36% et pour le modèle visco-linéaire de 144%. Les écarts types des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-endommageable sont très inférieurs à ceux du modèle visco-linéaire. La moyenne des écarts types des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 0.22 et pour le modèle visco-linéaire de 0.97.

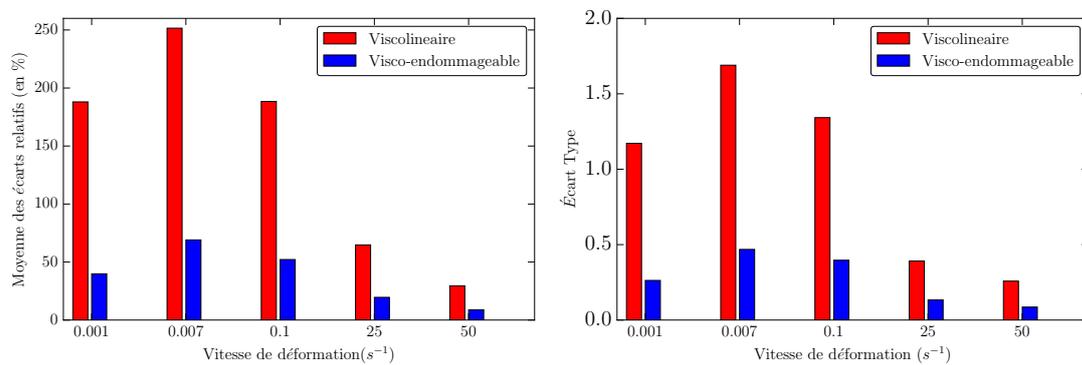


FIGURE 5.11 – Histogramme des moyennes des écarts relatifs en (%) (à gauche) et des écarts types (à droite) évalués pour chaque vitesse de déformation à température ambiante, pour le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s.

Dans un deuxième temps, les résultats obtenus pour les essais à -40°C et à -100°C ont été comparés au modèle proposé. Ces résultats sont présentés dans les deux sections suivantes.

5.3.3 Résultats à -40°C

Sur la Figure 5.13, les résultats expérimentaux pour les essais à -40°C sont comparés aux résultats obtenus à l'aide du modèle proposé.

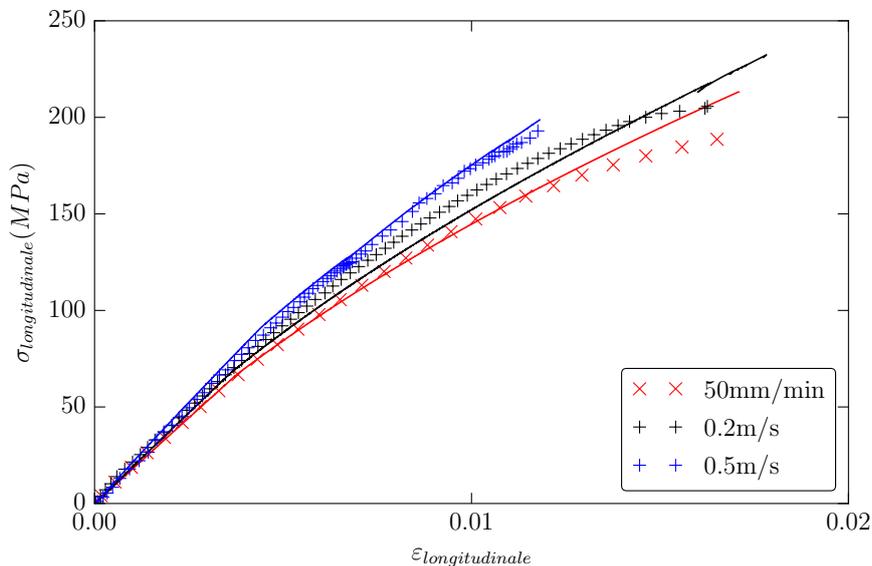


FIGURE 5.12 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à -40°C pour trois vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle visco-endommageable proposé (en trait continu), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

Le modèle proposé semble être suffisant pour décrire le comportement du matériau étudié à -40°C sur la gamme de vitesses de sollicitation étudiée.

Comme précédemment, les résultats obtenus à l'aide du modèle proposé dans ces travaux sont comparés à ceux obtenus par le modèle visco-linéaire afin de quantifier l'apport du modèle proposé. Cette comparaison est présentée sur la Figure 5.13. Sur cette Figure, le modèle proposé permet de décrire l'ensemble des mécanismes mis en jeu lors de la description du comportement du matériau à -40°C , contrairement au modèle visco-linéaire. Pour ces essais, le modèle permet de décrire correctement le comportement non linéaire. Les résultats obtenus sont tracés sur la Figure 5.13 pour deux vitesses de déformations pour des raisons de lisibilité. Pour quantifier, l'apport du

modèle visco-endommageable par rapport au modèle visco-linéaire une analyse statistique a été réalisée. Pour chaque vitesse de déformation, les écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et les modèles visco-endommageable et visco-linéaire ont été évalués. Les résultats obtenus sont résumés sur la Figure 5.11. Sur cette Figure, les histogrammes des moyennes des écarts relatifs ainsi que des écart type évalués en fonction de la vitesse de déformation sont tracés. Les moyennes des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-endommageable sont très inférieures à celles du modèle visco-linéaire. La moyenne des moyennes des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 3% et pour le modèle visco-linéaire de 17%. Les écarts types des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-endommageable sont très inférieurs à ceux du modèle visco-linéaire. La moyenne des écarts types des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 0.02 et pour le modèle visco-linéaire de 0.12.

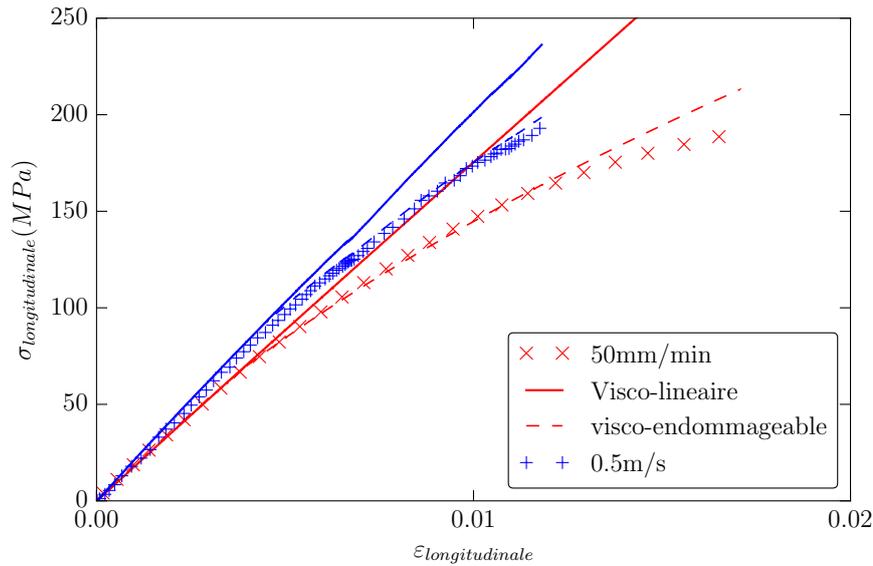


FIGURE 5.13 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à -40°C pour deux vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle viscolinéaire (en trait continu) et le modèle visco-endommageable proposé (en trait discontinu), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

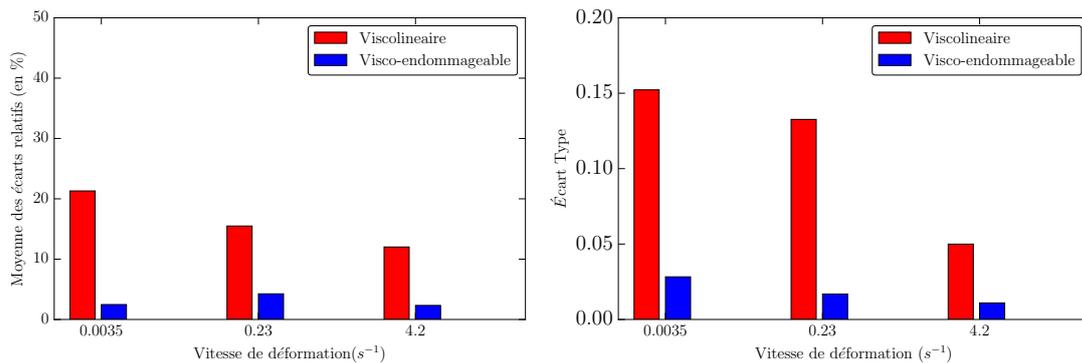


FIGURE 5.14 – Histogramme des moyennes des écarts relatifs en (%) (à gauche) et des écarts types (à droite) évalués pour chaque vitesse de déformation à -40°C , pour le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

5.3.4 Résultats à -100°C

Sur la Figure 5.16, les résultats expérimentaux pour les essais à -100°C sont comparés aux résultats obtenus à l'aide du modèle proposé. Le modèle proposé semble être suffisant pour décrire le comportement du matériau étudié à -100°C sur la gamme de vitesses de sollicitation étudiée. Comme précédemment, les résultats obtenus à l'aide du modèle proposé dans ces travaux sont comparés à ceux obtenus par le modèle visco-linéaire afin de quantifier l'apport du modèle proposé. Pour cette température, les deux modèles permettent de décrire le comportement du matériau étudié. Les résultats obtenus sont tracés sur la Figure 5.16 pour deux vitesses de déformations pour des raisons de lisibilité. Pour quantifier, l'apport du modèle visco-endommageable par rapport au modèle visco-linéaire une analyse statistique a été réalisée. Pour chaque vitesse de déformation, les écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et les modèles visco-endommageable et visco-linéaire ont été évalués. Les résultats obtenus sont résumés sur la Figure 5.11. Sur cette Fi-

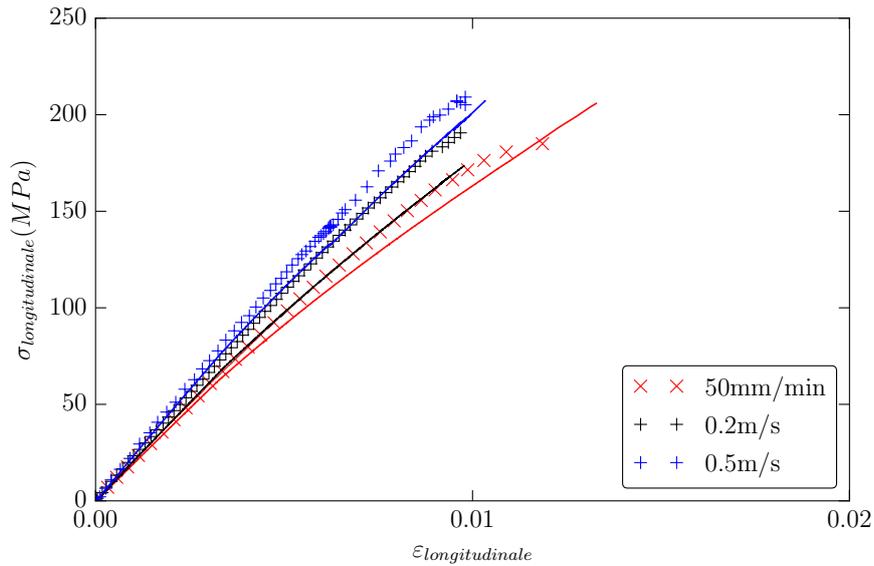


FIGURE 5.15 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à -100°C pour trois vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle visco- endommageable proposé (en trait continu), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^{\circ}]_s$.

gure, les histogrammes des moyennes des écarts relatifs ainsi que des écarts type évalués en fonction de la vitesse de déformation sont tracés. Les moyennes des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-linéaire sont inférieures à celles du modèle visco-endommageable. La moyenne des moyennes des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 8% et pour le modèle visco-linéaire de 4%. Les écarts types des écarts relatifs entre les résultats expérimentaux et le modèle visco-endommageable sont inférieurs à ceux du modèle visco-linéaire. La moyenne des écarts types des écarts relatifs pour le modèle visco-endommageable est de 0.01 et pour le modèle visco-linéaire de 0.03.

En conclusion, le modèle proposé permet de décrire le comportement du matériau étudié sur une plage de déformations ou de contraintes supérieure au modèle visco-linéaire. L'ensemble des résultats obtenus sont repris et analysés dans la section suivante.

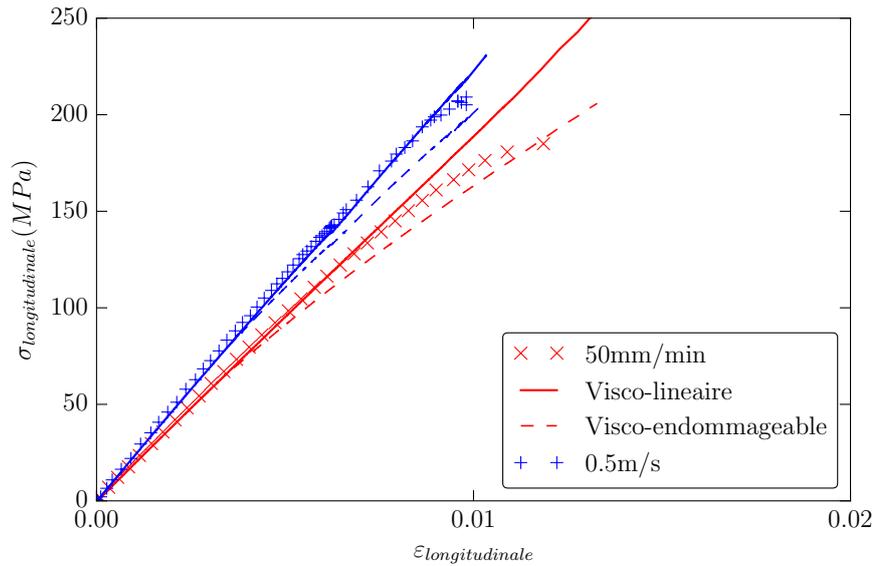


FIGURE 5.16 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à 100°C pour deux vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle viscolinéaire (en trait continu) et le modèle visco-endommageable proposé (en trait pointillé), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$.

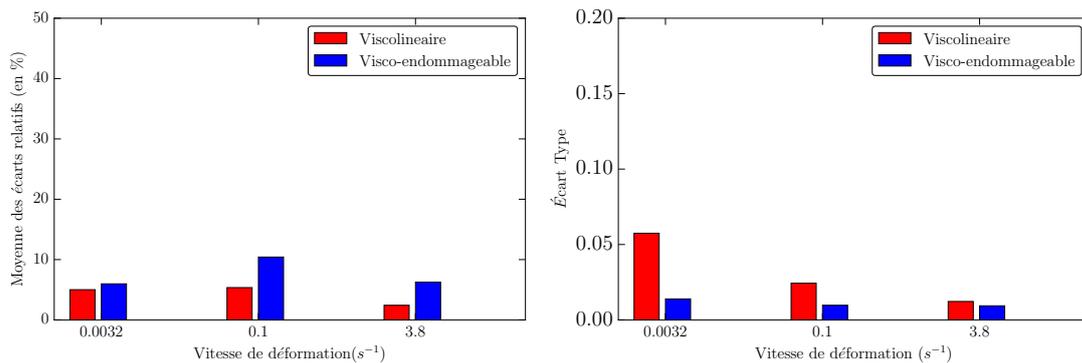


FIGURE 5.17 – Histogramme des moyennes des écarts relatifs en (%) (à gauche) et des écarts types (à droite) évalués pour chaque vitesse de déformation à -100°C, pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$.

5.4 Analyse des résultats

En considérant l'ensemble des résultats, et plus particulièrement ceux à température ambiante, le modèle proposé semble permettre de décrire une partie du comportement non linéaire. Cependant, à partir d'un certain seuil, il semble insuffisant, comme cela a été montré dans la section précédente. Un nouveau mécanisme non pris en compte par le modèle semble entrer en jeu. Pour expliquer ce phénomène, il faut se reporter au chapitre 4 et notamment à la section 4.3.3 sur l'analyse de l'influence de la vitesse de déformation sur l'énergie dissipée pour les essais de charges / décharges. La Figure utilisée lors de cette analyse est insérée ci-dessous. Sur cette Figure, deux mécanismes différents semblaient se manifester. Le premier mécanisme semble linéaire et indépendant de la vitesse de déformation et le second mécanisme semble être complexe à définir et dépendant de la vitesse de déformation. Ce phénomène observé sur la Figure 5.18 pourrait expliquer le décalage observé entre le modèle proposé et les données expérimentales.

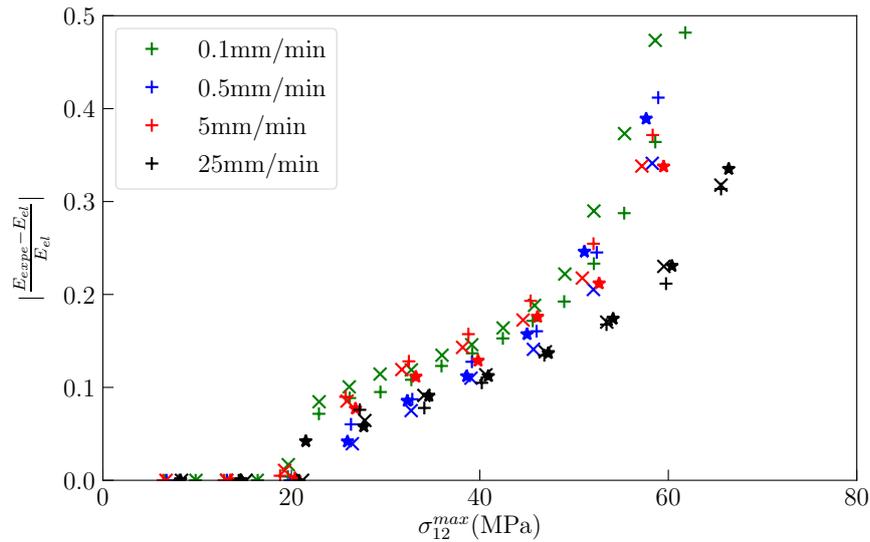


FIGURE 5.18 – Évolution du ratio de l'énergie dissipée sur l'énergie élastique en fonction de la contrainte maximale par cycle pour les quatre vitesses de sollicitation étudiées à température ambiante pour le T700GC/M21.

De plus, le modèle proposé permet de prendre en compte l'ensemble des phénomènes observés et décrits dans cette thèse. Ces phénomènes ont été intégrés dans le modèle OPFM en ajoutant un nombre faible de paramètres par rapport à la version utilisée de ce modèle. Cependant, l'ensemble des observations faites dans cette thèse a été réalisé à iso-matériau et iso-stratification avec la même résine et la même fibre, c'est-à-dire le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_5$. Par conséquent, un certain nombre de phénomènes ne peuvent pas être observables lors de cette étude. Ces phénomènes peuvent être des phénomènes liés aux interfaces entre les plis, aux interfaces fibre / matrice, aux imperfections de fibres ou aux couplages interlaminaire intralaminaire. Ces phénomènes n'ayant pas pu être observés dans notre étude, ils n'ont pas été intégrés dans le modèle proposé. Dans les versions récentes du modèles OPFM, il a été enrichi en prenant en compte notamment les phénomènes de micro-dommages à l'échelle de la matrice ainsi que l'influence du délaminage [109] pour des sollicitations quasi-statique.

Pour modéliser ces phénomènes, une première méthode pourrait être proposée sous la forme d'une fonction non linéaire intégrée dans l'évolution de la cinétique de dégradation d_2 . Cette méthode n'a pas été intégralement exploitée. Une première version est proposée en annexe B.3.

En conclusion, le modèle proposé est un modèle matériau prédictif du comportement observé dans cette thèse sur une large gamme de vitesses de déformation et de températures. Le modèle proposé permet de rendre compte de l'ensemble des phénomènes présentés dans cette thèse, en ajoutant un nombre faible de paramètres à identifier par rapport à la version du modèle OPFM utilisée. Ce modèle est un modèle simple reposant sur les observations macroscopiques faites lors de cette thèse.

À ce stade, une limite est atteinte. En effet, pour décrire l'ensemble du comportement du matériau jusqu'à la rupture il faudrait déterminer tous les mécanismes mis en jeu, à l'échelle du stratifié et non plus celle du pli, ainsi que leur dépendance à la vitesse de sollicitation et à la température.

En particulier, il faudrait développer des protocoles expérimentaux capables de caractériser les mécanismes :

- se développants aux interfaces fibres / matrice,
- se développants aux interfaces entre les plis,
- dûs aux couplages intralaminaires et interlaminaires,

Il faudrait également étudier les phénomènes dûs aux imperfections de fibres ainsi que les possibles couplages interlaminaires intralaminaires.

Une étude sur les effets liés à la structure devrait être réalisée afin de pouvoir prendre en compte ces effets dans la modélisation ainsi que l'influence de la vitesse et de la température. Pour cela, une étude sur différents stratifiés pourrait être réalisée afin de mettre en évidence et différencier les effets des stratifications.

Conclusions et perspectives

L'objectif des travaux présentés était de proposer un modèle de comportement des matériaux composites à matrice organique et à renforts de fibres de carbone, à l'échelle du pli, permettant de prédire la réponse de ces matériaux sur une large gamme de vitesses de sollicitation et de températures. Le but n'était pas de proposer un nouveau modèle mais d'adapter un modèle existant pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température dans ce modèle. Ces travaux se concentrent sur l'étude et la modélisation du comportement non linéaire des composites renforcés de fibres de carbone ainsi que l'influence de la vitesse et de la température sur celui-ci.

Une étude de la littérature a montré que le comportement quasi-statique des composites renforcés de fibres de carbone est largement étudié. Les différentes études portant sur ce sujet ont amené à des résultats établis notamment grâce à l'utilisation de normes pour réaliser les essais correspondants. Les études portant sur le comportement de ces matériaux sous des sollicitations dynamiques et à différentes températures sont plus rares, et les essais permettant la caractérisation du comportement dynamique et à différentes températures ne sont pas normalisés. Par conséquent, les résultats obtenus lors de ces dernières études peuvent différer. Or des erreurs expérimentales entraînent des erreurs de modélisation. Par conséquent, il est nécessaire de réaliser des essais en dynamique et à différentes températures représentatifs du comportement intrinsèque du matériau.

L'étude de la littérature concernant la modélisation du comportement des composites à matrice organique a permis de mettre en avant une grande diversité des mésomodèles. Ces modèles sont généralement développés pour des sollicitations quasi-statiques et de fluage. Ici encore, les exemples de prise en compte de la vitesse et de la température dans ces modèles sont rares. La plupart de ces exemples sont basés sur des lois empiriques. Néanmoins, un modèle viscoélastique bi-spectral permettant de prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur le comportement linéaire des CMO a été proposé dans la littérature. Ce modèle permet de prédire le comportement élastique des CMO sur une large gamme de vitesses et de températures. En ce qui concerne les modèles d'endommagement, il existe peu d'exemples de l'intégration des effets de vitesse et de température sur cet endommagement. De plus, les études expérimentales permettant de trancher sur les mécanismes physiques influençant l'endommagement en fonction de la vitesse et de la température ne sont pas disponibles pour les composites à matrice organique.

Pour terminer, certains critères de rupture du pli ont été proposés pour prendre en compte l'influence de la vitesse. Cependant, les études sur cette thématique restent rares et à notre connaissance aucun critère de rupture ne permet de prendre en compte l'influence à la fois de la vitesse et de la température.

Les travaux de cette thèse peuvent se décomposer en deux parties. Une première partie porte sur

l'étude expérimentale du comportement du composite T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s et de l'influence de la vitesse et de la température sur ce comportement. Une deuxième partie porte sur la modélisation du comportement non linéaire du matériau étudié, à l'aide des résultats expérimentaux précédemment obtenus.

Le comportement linéaire du T700GC/M21 ainsi que l'influence de la vitesse et de la température sur ce comportement a déjà été étudié. Un modèle permettant de décrire ce comportement est également disponible. Cependant, la transition entre le comportement linéaire et non linéaire, n'a pas encore été étudiée ni parfaitement définie.

Afin de pouvoir définir de manière plus objective la transition entre les comportements linéaire et non linéaire, une méthode originale d'évaluation du module de cisaillement a été proposée. Pour définir cette méthode, une campagne expérimentale antérieure de traction uniaxiale monotone pour différentes vitesses de sollicitation et températures sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s réalisée sur vérin hydraulique, a été utilisée. Cette méthode repose sur l'évaluation de régressions linéaires successives permettant de déterminer un intervalle optimal pour l'évaluation du module de cisaillement. Cette méthode est applicable pour une large gamme de vitesses et de températures. Dans un deuxième temps, à partir du module évalué une méthode de détection de la transition entre les comportements linéaire et non linéaire a été proposée. Cette méthode est basée uniquement sur l'analyse des données expérimentales brutes. Elle repose sur l'évaluation d'un écart à la linéarité par rapport à la loi de Hooke. Elle permet également de définir une limite de transition en termes de contrainte ou de déformation. Par la suite, l'influence de la vitesse et de la température sur cette transition a été étudiée. Une forte influence de la vitesse et de la température sur cette transition a pu être observée.

Pour introduire cette transition dans les modèles de comportement, une loi d'évolution de cette transition prenant en compte la dépendance à la vitesse et à la température est proposée. Cette loi est définie à l'aide des critères de limite à rupture disponibles dans la littérature. La prise en compte de la dépendance à la vitesse est étudiée dans un premier temps. Le critère proposé dans cette thèse est bi-sigmoïdal. Dans un second temps, une méthode de prise en compte de la dépendance à la température est proposée en s'inspirant d'un modèle physico-chimique défini pour les matériaux polymères. Le critère finalement proposé est défini en contrainte comme en déformation. Il ne nécessite au total que dix paramètres pour évaluer la contrainte et la déformation de transition ainsi que l'influence de la vitesse et de la température sur cette transition. Ce critère permet de prendre en compte l'ensemble des mécanismes mis en jeu pour décrire l'évolution de la transition avec la vitesse et la température. Une fois la transition clairement définie, le comportement non linéaire est étudié.

Une campagne expérimentale d'essais de charges / décharges sur le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s est réalisée. Lors de cette campagne, quatre vitesses de sollicitation entre 0.1 mm/min et 25 mm/min, à température ambiante, ont pu être étudiées à l'aide d'un vérin hydraulique INSTRON 8501. L'analyse des résultats obtenus lors de ces essais permet d'étudier l'évolution des déformations résiduelles en fin de cycle avec la vitesse de déformation ainsi que l'évolution de la perte de module. Les résultats obtenus révèlent une influence de la vitesse de déformation sur l'évolution des déformations résiduelles. En ce qui concerne l'évolution de la perte de raideur, l'augmentation de la vitesse de déformation retarde le seuil d'initiation de l'endommagement. L'accroissement de la

perte de module semble être linéaire avec la contrainte maximale appliquée par palier. Cependant, la vitesse de déformation ne semble pas avoir d'influence sur l'évolution de la perte de module. Une étude énergétique permet de confirmer les résultats précédemment obtenus par l'analyse brute de données expérimentales sans utiliser de modèle. Les résultats obtenus permettent de poser les hypothèses qui piloteront la modélisation du comportement non linéaire.

Pour terminer, un modèle de comportement des CMO prenant en compte l'influence de la vitesse et de la température est proposé sur la base du modèle OPFM développé à l'ONERA. Le critère de transition entre les comportements linéaire et non linéaire est intégré au modèle OPFM. Par la suite, le modèle de dégradation du pli rompu est modifié pour prendre en compte l'influence de la vitesse et de la température sur l'évolution du dommage. Pour modifier ce modèle, les modules obtenus à l'aide du modèle bi-spectral de Berthe sont utilisés. Le modèle proposé permet de décrire le comportement du matériau étudié jusqu'à un certain niveau de contrainte, dans le cas présenté 50 MPa, qui dépend de la vitesse de sollicitation. Au delà de ce seuil, un mécanisme différent non pris en compte dans le modèle proposé semble entrer en jeu. Ce mécanisme semble dépendant de la vitesse de sollicitation. Ce mécanisme n'a pas été étudié lors de l'étude expérimentale réalisée dans ces travaux. En effet, l'étude expérimentale et les observations macroscopiques faites dans cette thèse sont réalisées uniquement à isomatériau et à isostratification, le T700GC/M21 [$\pm 45^\circ$]_s. Par conséquent, un certain nombre de mécanismes ne sont pas visibles lors de l'étude expérimentale. Ces mécanismes peuvent être des mécanismes aux interfaces entre les plis, aux interfaces entre les fibres et la matrice, des mécanismes dûs aux fibres imparfaites, etc.

À ce stade, une limitation est atteinte. Pour décrire l'ensemble du comportement du matériau étudié jusqu'à la rupture, il faut étudier les divers mécanismes mis en jeux aux différentes échelles qui ne sont pas observés lors de l'étude expérimentale réalisée dans ces travaux. Les perspectives de ces travaux sont multiples.

À court terme, des essais dynamiques de traction monotone pour des hautes températures pourraient être effectués pour étendre le critère de transition aux hautes températures. Dans un deuxième temps, des essais de DMA avec un balayage en températures entre -160°C et $+200^\circ\text{C}$ pourraient être réalisés afin de valider le lien entre les propriétés physico-chimique obtenues par DMA et les paramètres du critère de transition. Dans un troisième temps, des essais de charges / décharges pour des vitesses de sollicitations de la quasi-statique à basses températures pourraient également être menés pour observer l'influence de la température sur le comportement non linéaire. Pour terminer, afin d'étudier plus en détails le mécanisme observé lors des essais de charges / décharges au delà de 50 MPa, des essais interrompus pourraient être réalisés afin d'effectuer une analyse post-mortem des éprouvettes testées.

À plus long terme, d'autres stratifications pourraient être testés en traction monotone et à différentes vitesses de sollicitations afin de développer et enrichir le critère de transition entre les comportements linéaire et non linéaire. Des essais de charges / décharges identiques à ceux réalisés dans cette thèse pourraient être également menés pour différentes stratifications pour étudier l'influence de la vitesse sur le comportement non linéaire. Ces essais sur différentes stratifications pourraient permettre d'observer des mécanismes d'endommagement qui ne sont pas observables pour la stratification [45°]. D'autres matériaux pourraient être testés pour enrichir la base de données expérimentales et valider le modèle. Un autre axe d'étude serait de développer des moyens expérimentaux permettant de réaliser des essais de charges / décharges pour des vitesses de sol-

licitations supérieures à celles étudiées dans cette thèse. Des méthodes de suivi du dommage, telles que l'émission acoustique et la thermographie IR, pourraient également être développées et adaptées pour être utilisées pour des essais dynamiques. Ces méthodes pourraient permettre d'observer différents mécanismes d'endommagement non observés jusqu'ici et ainsi enrichir le modèle proposé dans cette thèse.

Annexe A

Annexes du chapitre 3 : Identification du critère proposé sans simplifications

A.1 Définition du critère pour la limite en contrainte

Dans un premier temps, le critère défini pour la limite en contrainte a été considéré. Par analogie avec le modèle de Richeton et al., les termes σ_{diff_1} et σ_{diff_2} définis dans le modèle dépendant de la vitesse de déformation sont remplacés par les termes dépendant de la température $\frac{2*T}{b}$ et $\frac{2*T}{e}$. Ensuite les termes b_1 et b_2 sont remplacés par $(\frac{c}{T})^d$ et $(\frac{f}{T})^g$ par analogie avec les termes du modèle de Richeton $\exp(-\frac{\Delta H_\beta}{k*T})$. Une dépendance à la température pourrait également être introduite dans le terme à saturation σ_0 en le remplaçant par une expression du type $\sigma_0 * T$. Cependant, aucune information n'est pour le moment disponible sur l'influence de la température sur le terme à saturation, il n'y a pas assez de données expérimentales. Par conséquent, il a été choisi de garder le terme à saturation sous sa forme σ_0 .

Finalement le critère proposé prenant en compte l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte de transition est le suivant :

$$\sigma_{d_{5\%}} = \sigma_0 - \frac{2 * T}{b} * \exp\left(-\left(\frac{c}{T}\right)^d * \dot{\epsilon}\right) - \frac{2 * T}{e} * \exp\left(-\left(\frac{f}{T}\right)^g * \dot{\epsilon}\right) \quad (\text{A.1})$$

Par la suite, il a été choisi de considérer $d = g$. En effet il n'y a pas assez de données expérimentales disponibles pour identifier le paramètre g . La valeur à saturation σ_0 est choisie comme précédemment, en considérant la valeur de contrainte de transition maximale observée en prenant l'ensemble des essais incluant les essais à basses températures. Les autres paramètres sont identifiés à l'aide d'optimisations au sens des moindres carrés à l'aide du logiciel PYTHON. Ces optimisations ont été réalisées sur l'ensemble des valeurs obtenues pour chaque essai et non sur une valeur moyenne. La fonction résidu utilisée est la même que précédemment. Les paramètres obtenus sont résumés dans le tableau A.1. Aucun paramètre supplémentaire n'a été nécessaire pour prendre en compte l'influence de la température sur la transition par rapport au modèle prenant en compte l'influence de la vitesse de déformation.

σ_0 (MPa)	b(K.MPa a^{-1})	c(K)	d	e(K.MPa a^{-1})	f(K)	g
80	47	473	11.5	12.5	193	11.5

TABLEAU A.1 – Paramètres du modèle A.1 après identification par méthode des moindres carrés

Après identification, la moyenne des résidus obtenue est de 1.4% et la médiane est de 0.8%. L'écart type est de l'ordre de 0.02. Ces valeurs sont égales à celles obtenues pour le critère bi-sigmoïdal sans prise en compte de la température. Ce critère permet donc de prendre en compte l'influence de la température sur cette transition sans augmenter les résidus par rapport au critère ne prenant pas en compte l'influence de la température.

La comparaison entre les valeurs de contraintes de transition obtenues par le modèle proposé et les valeurs de contraintes de transition expérimentales est tracée sur la Figure A.1.

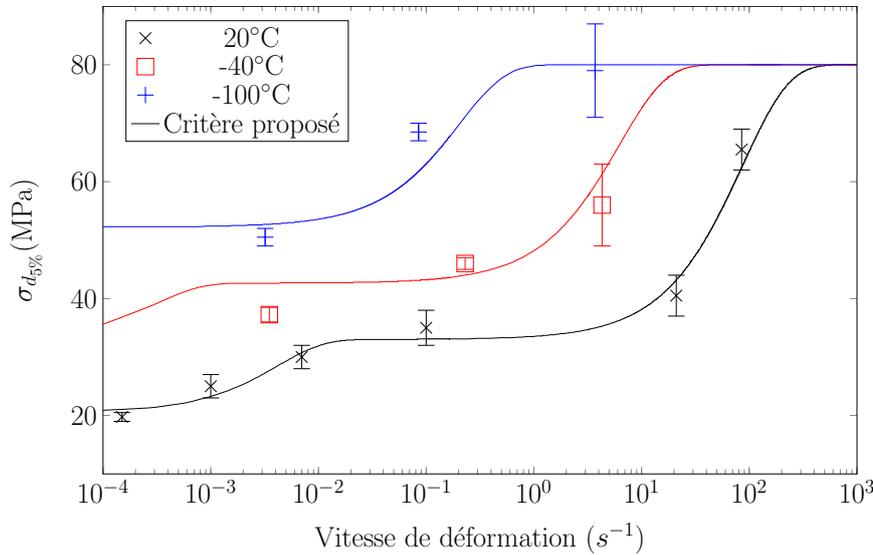


FIGURE A.1 – Application du critère final proposé à la contrainte $\sigma_{d5\%}$ à température ambiante, -40°C et -100°C pour le T700GC/M21.

Le critère proposé semble être en accord avec les résultats expérimentaux. Il semble être représentatif de la phénoménologie décrivant l'évolution de la contrainte de transition avec la vitesse de déformation et la température.

A.2 Définition du critère pour la limite en déformation

Ce critère peut également être défini en déformation, à l'aide de l'équation suivante :

$$\varepsilon_{d5\%} = \varepsilon_0 - \frac{2 * T}{b'} * \exp\left(-\left(\frac{c'}{T}\right)^{d'} * \dot{\varepsilon}\right) - \frac{2 * T}{e'} * \exp\left(-\left(\frac{f'}{T}\right)^{g'} * \dot{\varepsilon}\right) \quad (\text{A.2})$$

Par la suite, il a été choisi de considérer $d' = g'$. En effet il n'y a pas assez de données expérimentales disponibles pour identifier le paramètre g' . La valeur à saturation ε_0 est choisie comme précédemment, en considérant la valeur de déformation de transition maximales observées en prenant l'ensemble des essais incluant les essais à basses températures. Les autres paramètres sont identifiés à l'aide d'optimisations au sens des moindres carrés à l'aide du logiciel PYTHON.

Ces optimisations ont été réalisées sur l'ensemble des valeurs obtenues pour chaque essai et non sur une valeur moyenne. La fonction résidu utilisée est la même que précédemment. Les paramètres obtenus sont résumés dans le tableau A.2. Aucun paramètre supplémentaire n'a été nécessaire pour prendre en compte l'influence de la température sur la transition par rapport au modèle prenant en compte l'influence de la vitesse de déformation.

ϵ_0	b'(K)	c'(K)	d'	e'(K)	f'(K)	g'
7	517.6	478.1	11.5	183.3	187.9	11.5

TABEAU A.2 – Paramètres du modèle A.2 après identification par méthode des moindres carrés

Après identification, la moyenne des résidus obtenue est de 1.5% et la médiane est de 0.7%. L'écart type est de l'ordre de 0.02. Ces valeurs sont égales à celles obtenues pour le critère bi-sigmoïdal sans prise en compte de la température. Ce critère permet donc de prendre en compte l'influence de la température sur cette transition sans augmenter les résidus par rapport au critère ne prenant pas en compte l'influence de la température.

Sur la Figure A.2, les déformations de transition obtenues à l'aide du critère proposé sont comparées aux déformation $\epsilon_{d_{5\%}}$ obtenues expérimentalement.

Sur les Figures A.1 et A.2, nous pouvons constater que le fait de considérer $d = g$ et $d' = g'$ ne semble pas être un frein pour l'identification et pour la modélisation de la transition du matériau étudié.

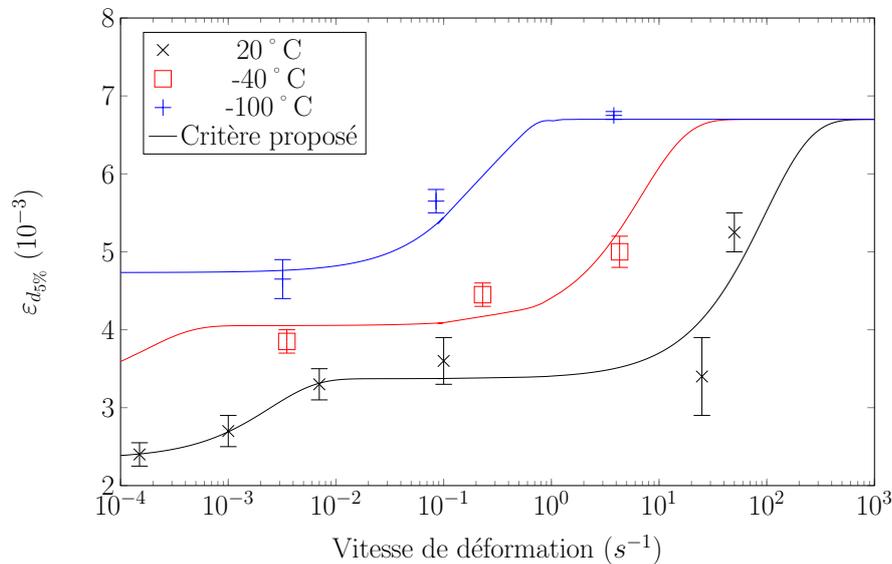


FIGURE A.2 – Application du critère final proposé à la déformation $\epsilon_{d_{5\%}}$ à température ambiante, -40°C et -100°C pour le T700GC/M21.

Le critère proposé semble être en accord avec les résultats expérimentaux. Il serait donc représentatif de la phénoménologie décrivant l'évolution de la contrainte et de la déformation de transition avec la vitesse de déformation et la température.

De plus, si les paramètres de départ sont choisis dans la plage suivante : $b=48\pm 30\text{K.MPa}^{-1}$, $c=478\pm 100\text{K}$, $d = 11.5 \pm 5$, $e=12.4 \pm 10\text{K.MPa}^{-1}$ et $f=193 \pm 100\text{K}$, la solution converge vers une solution unique.

Annexe B

Annexes du chapitre 5 : Modélisation du comportement des CMO de la quasi-statique à la dynamique

B.1 Influence du nombre de points sur les paramètres h_{44} et h_{66}

Sur la Figure B.1, l'évolution des paramètres h_{44} et h_{66} est tracée en fonction du nombre de points considérés (en %) par rapport au début de la courbe pour évaluer la régression linéaire amenant au calcul des paramètres.

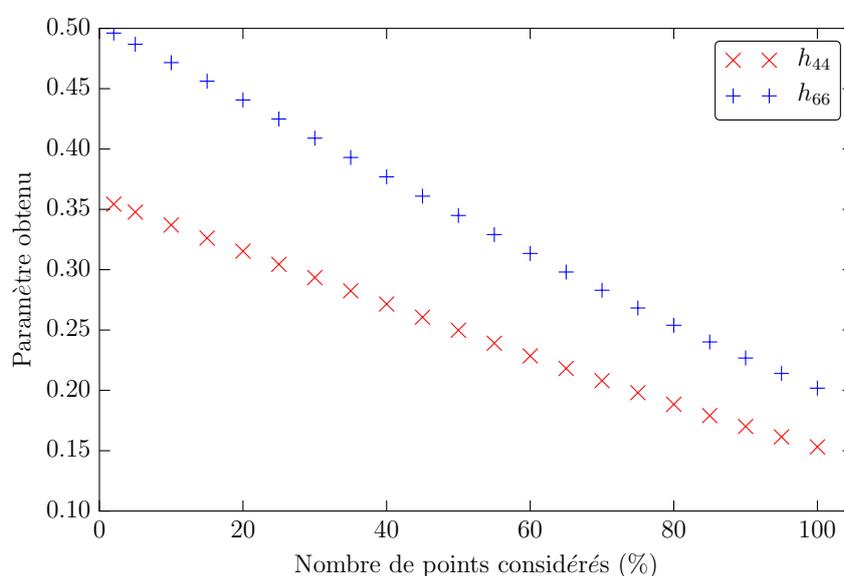


FIGURE B.1 – Étude de l'influence du nombre de points considérés sur les paramètres h_{44} et h_{66} .

Le nombre de points considérés a une influence sur les paramètres obtenus. Le paramètre h_{66} varie entre 0.5 lorsque 2% des points sont considérés et 0.20 lorsque 100% des points sont considérés. Pour le paramètre h_{44} il varie entre 0.35 pour 2% de points considérés et 0.15 lorsque tous les points sont considérés.

B.2 Étude de sensibilité des paramètres du modèle OPFM

B.2.1 Influence du paramètre β_c

Pour observer l'influence du paramètre β_c sur la modélisation du comportement du matériau d'étude, le modèle a été utilisé avec différentes valeurs de β_c comprises entre 0 et 1000. Sur la Figure B.2, les résultats obtenus par le modèle OPFM pour l'ensemble des paramètres β_c ont été comparés avec les données expérimentales obtenues pour un essai à 5mm/min et à température ambiante. Le paramètre β_c a une forte influence sur la modélisation du comportement endommageable du matériau étudié. Lorsque le paramètre $\beta_c = 0$, les propriétés mécaniques du pli rompu ne sont pas dégradées. Lorsque le paramètre $\beta_c = 1000$ la contrainte du pli n'évolue plus après la rupture. La rupture dans le sens inter-fibre est alors considérée comme catastrophique.

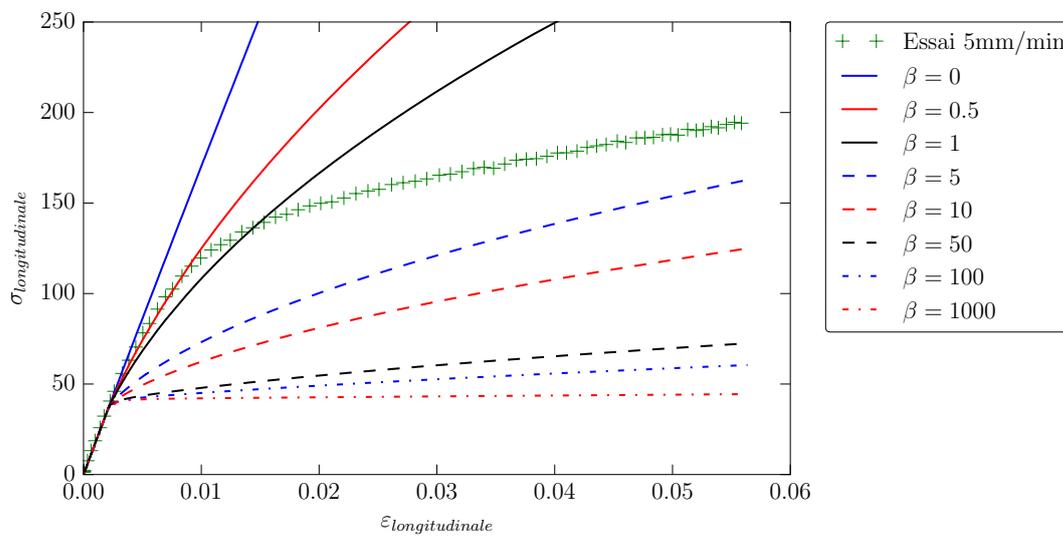


FIGURE B.2 – Influence du paramètre β_c sur la modélisation du comportement du T700GC/M21 [$\pm 45^\circ\text{C}$] par le modèle OPFM à température ambiante.

B.2.2 Influence du paramètre h_{22}

Pour observer l'influence du paramètre h_{22} sur la modélisation du comportement du matériau d'étude, le modèle a été appliqué pour différentes valeurs de h_{22} comprises entre 0 et 10000. Sur la Figure B.3, les résultats obtenus par le modèle OPFM pour l'ensemble des paramètres h_{22} ont été comparés avec les données expérimentales obtenues pour un essai à 5mm/min et à température ambiante. Sur cette Figure, il est possible de remarquer que l'ensemble des valeurs testées pour le paramètre h_{22} peuvent se regrouper en deux sous-ensemble : $h_{22} \leq 1$ et $h_{22} > 1$. Ces deux tendances sont observables sur la Figure B.3. Dans le cas présenté ici, h_{22} est posé égal à 1. Cette hypothèse semble raisonnable par rapport aux observations précédemment faites.

B.2.3 Influence du paramètre h_{44}

Pour étudier l'influence du paramètre h_{44} sur la modélisation du comportement endommageable du matériau étudié, différentes valeurs de h_{44} comprises entre 0 et 1000 ont été testées. Les résultats obtenus pour un essai à 5mm/min et à température ambiante sont tracés sur la Figure

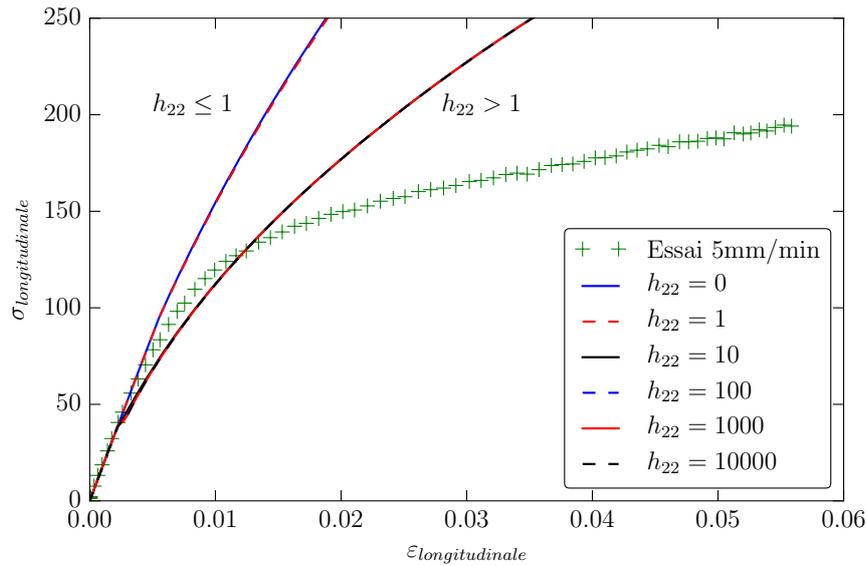


FIGURE B.3 – Influence du paramètre h_{22} sur la modélisation du comportement du T700GC/M21 [$\pm 45^\circ\text{C}$] par le modèle OPFM à température ambiante.

B.4. Le paramètre h_{44} ne semble pas avoir d'influence sur la modélisation de l'endommagement du matériau d'étude par l'OPFM car l'ensemble des courbes contrainte / déformation obtenues par le modèle se superposent. Comme, le paramètre h_{44} représente les effets du dommage d'une rupture inter-fibre sur le cisaillement hors plan et que le matériau d'étude est un stratifié unidirectionnel d'orientation [$\pm 45^\circ$]_s il semble logique que le paramètre h_{44} n'ait pas d'influence sur la modélisation de l'endommagement du matériau étudié.

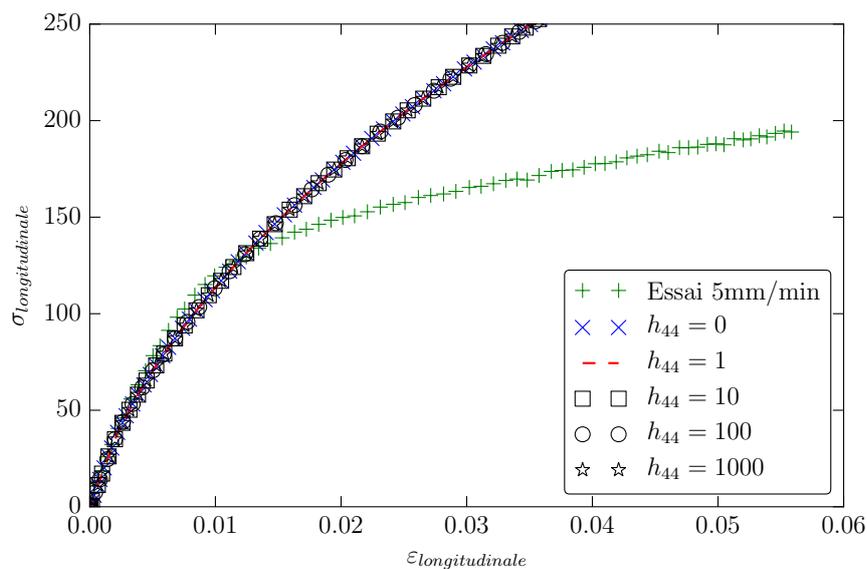


FIGURE B.4 – Influence du paramètre h_{44} sur la modélisation du comportement du T700GC/M21 [$\pm 45^\circ\text{C}$] par le modèle OPFM à température ambiante.

B.2.4 Influence du paramètre h_{66}

Le dernier paramètre à étudier est le paramètre h_{66} . Pour étudier l'influence du paramètre h_{66} sur la modélisation du comportement endommageable du matériau étudié, différentes valeurs de h_{66} comprises entre 0 et 10000 ont été testées. Les résultats obtenus pour un essai à 5mm/min et à température ambiante sont tracés sur la Figure B.5. Le paramètre h_{66} semble avoir une forte influence sur la modélisation de l'endommagement de notre matériau d'étude. Lorsque $h_{66} = 0$, les propriétés mécaniques du pli rompu ne sont pas dégradées. Lorsque h_{66} a une valeur inférieure ou égale à 1000 la rupture inter-fibre est considérée comme catastrophique, la contrainte du pli n'évolue plus après la première rupture. Les paramètres β_c et h_{66} semblent avoir une influence similaire sur la modélisation de l'endommagement du matériau étudié, et sont les seuls à avoir une influence sur la modélisation de l'endommagement du matériau d'étude par le modèle OPFM.

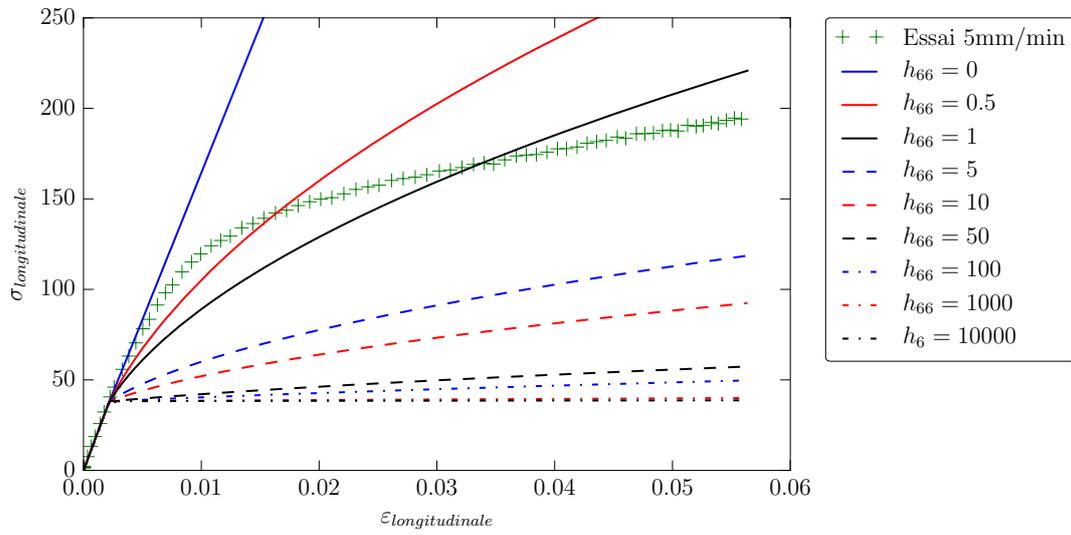


FIGURE B.5 – Influence du paramètre h_{66} sur la modélisation du comportement du T700GC/M21 [$\pm 45^\circ\text{C}$] par le modèle OPFM à température ambiante.

B.3 Modèle OPFM avec insertion de la fonction non linéarisante dans la loi d'évolution de d_2

Afin de modéliser le second mécanisme non linéaire observé, il est possible d'insérer une fonction non linéaire dans la loi d'évolution de d_2 , par exemple :

$$d_2 = \beta_c (< \sqrt{f_2} - 1 >^+) \left[1 + \left(\sqrt{f_2(\sigma)} - \sqrt{f_2(a * \sigma_t)} \right)^b \right] \quad (\text{B.1})$$

Avec $f_2(a * \sigma_t)$ le critère de rupture interfibre f_2 évalué pour une contrainte $\sigma = a * \sigma_t$. a et b sont des paramètres à identifier.

Pour identifier ces paramètres une optimisation au sens des moindres carrés peut être réalisée sur l'ensemble des données expérimentales, incluant celles à basses températures, à l'aide du logiciel Matlab. La fonction résidu pour cette optimisation est la suivante :

$$\text{Résidu} = \left(\frac{|\sigma_{\text{modèle}} - \sigma_{\text{expé}}|}{\sigma_{\text{expé}}} \right)^2 \quad (\text{B.2})$$

Les paramètres obtenus sont les suivants : $a=1.6$ et $b=2.5$. Sur la Figure B.6 les données expérimentales sont comparées avec les résultats obtenus à l'aide du modèle incluant la fonction non linéaire intégrée à la loi d'évolution de d_2 , représentés par les traits discontinus, pour les essais à température ambiante pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$. Le modèle proposé semble permettre de mieux décrire le comportement du matériau étudié que le modèle n'incluant pas la fonction non linéaire. Cependant, il nécessite l'identification de deux paramètres "matériaux" supplémentaires pilotant l'endommagement en grandes déformations. Sur la Figure B.6, le modèle utilisé semble permettre

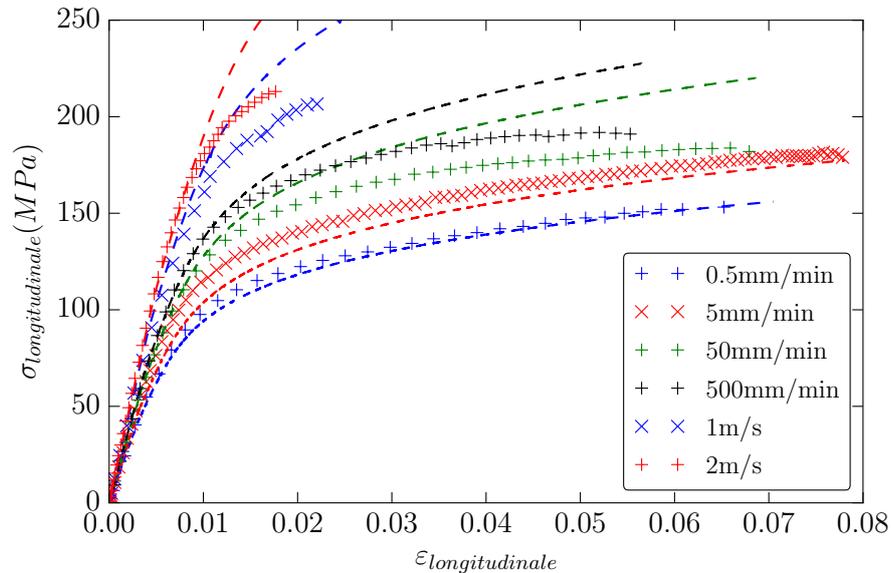


FIGURE B.6 – Comparaison entre les données expérimentales obtenues à température ambiante pour six vitesses de déformation et les résultats obtenus par le modèle viscolinéaire endommageable OPFM avec fonction non linéaire proposée (en trait discontinu), pour le T700GC/M21 $[\pm 45^\circ]_s$.

de décrire le comportement du matériau étudié pour les vitesses de 0.5mm/min et 5mm/min, correspondant respectivement à des vitesses de déformations de $1.10^{-4}s^{-1}$ et $1.10^{-3}s^{-1}$. En revanche pour les essais réalisés à 50mm/min, 500mm/min, 1m/s et 2m/s le modèle semble encore insuffisant pour décrire intégralement le comportement du matériau.

Pour les vitesses dynamiques un autre mécanisme semble apparaître. Le mécanisme présent pour les vitesses dynamiques et qui n'est pas pris en compte dans le modèle proposé pourrait être un effet de structure, un mécanisme aux interfaces qui ne sont pas pris en compte dans la version choisie de ce modèle. Les mécanismes non linéaires observés dans les résultats expérimentaux ne peuvent pas être simplement corrigés en introduisant une fonction non linéaire dans la loi matériau.

Références

Bibliographie

- [1] J. HARDING et L.M. WELSH : A tensile testing technique for fibre-reinforced composites at impact rates of strain. *Journal of Materials Science*, 18:1810–1826, 1983. 1, 20, 21, 33
- [2] H.M. HSIAO et I.M. DANIEL : Strain rate behavior of composite materials. *Composites Part B : Engineering*, 29(5):521–533, 1998. ISSN 1359-8368. 1, 12, 13, 20, 21, 33
- [3] I.M. DANIEL, B.T. WERNER et J.S. FENNER : Strain-rate-dependent failure criteria for composites. *Composites Science and Technology*, 71(3):357–364, 2011. ISSN 0266-3538. 1, 8, 13, 16, 21, 22, 40, 70, 71
- [4] J. BERTHE : *Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO - De la statique à la dynamique grande vitesse*. Thèse de doctorat, ONERA/Laboratoire Mécanique de Lille/EDSPI 072, 2013. 1, 2, 3, 11, 12, 13, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 25, 27, 33, 42, 43, 44, 45, 46, 51, 55, 56, 59, 74, 81, 85, 86, 90, 92, 96, 116, 122, 126, 127
- [5] A.T. NETTLES et E.J. BISS : Low temperature mechanical testing of carbon-fiber/epoxy-resin composite materials. Rapport technique, NASA/Marshall Space Flight Center Center/MSFC, Alabama, NASA Technical paper 3663, 1996. 1, 8, 13, 16, 25
- [6] K. MORIOKA, Y. TOMITA et K. TAKIGAWA : High-temperature fracture properties of CFRP composite for aerospace applications. *Materials Science and Engineering : A*, 319-321:675–678, 2001. ISSN 0921-5093. 1, 8
- [7] S. CAO, Z. WU et X. WANG : Tensile properties of CFRP and hybrid FRP composites at elevated temperatures. *Journal of Composite Materials*, 43(4):315–330, 2009. 1, 8
- [8] P. LADEVEZE et E. LEDANTEC : Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 43(3):257 – 267, 1992. ISSN 0266-3538. 2, 10, 14, 38, 92, 93
- [9] J.F. MAIRE et J.L. CHABOCHE : A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Science and Technology*, 1(4):247 – 257, 1997. ISSN 1270-9638. 28, 37
- [10] D. LÉVÊQUE : *Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés : identification d'un modèle d'interface interlaminaire*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, Laboratoire de Mécanique et Technologie, 1998. 2, 10, 28, 29, 36, 93, 114, 115

- [11] F. LAURIN : *Approche multiéchelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites*. Thèse de doctorat, 2005. 2, 28, 29, 30, 33, 36, 40, 73, 74, 114, 115, 116, 117, 122, 125, 126
- [12] P. MAIMÌ, P.P. CAMANHO, J.A. MAYUGO et C.G. DÀVILA : A continuum damage model for composite laminates : Part I - Constitutive model. *Mechanics of Materials*, 39(10):897 – 908, 2007. ISSN 0167-6636. 28
- [13] M.V. DONADON, L. IANNUCCI, B.G. FALZON, J.M. HODGKINSON et S.F.M. de ALMEIDA : A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage. *Computers and Structures*, 86(11):1232 – 1252, 2008. ISSN 0045-7949. 2, 28
- [14] L. RAIMONDO, L. IANNUCCI, P. ROBINSON et P.T. CURTIS : Modelling of strain rate effects on matrix dominated elastic and failure properties of unidirectional fibre-reinforced polymer-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 72(7):819–827, 2012. ISSN 0266-3538. 2, 22, 29, 70, 71, 77
- [15] G.M. VYAS, S.T. PINHO et P. ROBINSON : Constitutive modelling of fibre-reinforced composites with unidirectional plies using a plasticity-based approach. *Composites Science and Technology*, 71(8):1068 – 1074, 2011. ISSN 0266-3538. 2, 28, 29
- [16] E. DELETOMBE et D. DELSART : Composite helicopter structural crashworthiness ONERA/DLR Cooperation II-1st year progress report. Rapport technique TP 1999-72, ONERA, 1999. 2, 67
- [17] J. BERTHE, M. BRIEU et E. DELETOMBE : Thermo-viscoelastic modelling of organic matrix composite behaviour -application to T700GC/M21. *Mechanics of Materials*, 81:18 – 24, 2015. ISSN 0167-6636. 2, 34, 35, 40, 116
- [18] O. ALLIX et J.-F. DEU : Delayed-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering Transactions*, 45(1):29–46, 2015. 2, 39
- [19] C. HUCHETTE : *Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés*. Thèse de doctorat, Université Paris VI, 2005. 2, 12, 19, 29, 43, 63, 64, 74, 92, 119, 120, 122
- [20] A. SCHIEFFER : *Modélisation multiéchelle du comportement mécanique des composites à matrice organique et effets du vieillissement thermique*. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes, 2003. 2, 35
- [21] J.-M. BERTHELOT : *Matériaux Composites : Comportement mécanique et analyse des structures*, volume 3. Lavoisier, 1999. 6, 7
- [22] P. KRAWCZAK : *Essais des plastiques renforcés*. Ed. Techniques Ingénieur, 1997. 7
- [23] C.A. WEEKS et C.T. SUN : Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 58(3):603–611, 1998. ISSN 0266-3538. 8
- [24] A. GILAT, R. GOLDBERG et G. ROBERTS : Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite. *Composites Science and Technology*, 62(10-11):1469–1476, 2002. ISSN 0266-3538. 8, 13, 16, 21, 22

- [25] T. GOMEZ-DEL-RIO, E. BARBERO, R. ZAERA et C. NAVARRO : Dynamic tensile behaviour at low temperature of CFRP using split hopkinson pressure bar. *Composites Science and Technology*, 65:61–71, 2005. 8, 24, 25, 26
- [26] NF EN 527-2 :1993 : *Plastiques-Détermination des propriétés en traction-Partie 2 : Conditions d'essai des plastiques pour moulage et extrusion*. AFNOR. 9, 16
- [27] NF EN 2561 :1996 : *Plastiques renforcés de fibres de carbone-Stratifiés unidirectionnels-Essai de traction parallèlement à la direction des fibres*. AFNOR. 10, 11
- [28] NF EN 2597 :1998 : *Plastiques renforcés de fibres de carbone-Stratifiés unidirectionnels. Essais de traction perpendiculairement à la direction des fibres*. Association Française de Normalisation (AFNOR). 12
- [29] NF EN ISO 14129 :1998 : *Composites plastiques renforcés de fibres-Détermination de la réponse contrainte-déformation en cisaillement plan, module et résistance compris, par essai de traction à plus ou moins 45 degrés*. AFNOR. 10, 12, 13, 42
- [30] BS EN 2561 :1995 : *Carbon fibre reinforced plastics-Unidirectional laminates-Tensile test parallel to the fibre direction*. British standard aerospace series. 11
- [31] ISO 527-5 :1997 : *Plastics - Determination of tensile properties-Part 5 : Test conditions for unidirectional fibre-reinforced plastic composites*. International Standard Organisation. 11
- [32] I-M DANIEL et J-L ABOT : Fabrication, testing and analysis of composite sandwich beams. *Composites Science and Technology*, 60(12):2455–2463, 2000. 11, 92
- [33] N. FELD : *Toward a micro-meso bridge for the compressive failure of laminates*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2011. 12
- [34] P.D. SODEN, M.J. HINTON et A.S. KADDOUR : Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. *Composites Science and Technology*, 58(7):1011–1022, 1998. ISSN 0266-3538. 12
- [35] C. GONZÁLEZ et J. LLORCA : Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression : Microscopic mechanisms and modeling. *Composites Science and Technology*, 67(13):2795–2806, 2007. ISSN 0266-3538. 12
- [36] AITM 1-0002 :1998 : *Fibre Reinforced Plastics. Determination of in plane shear properties ($\pm 45^\circ$ tensile test)*. Airbus Industry Test Method (AITM). 12, 13, 23, 42, 43, 46, 50
- [37] ASTM D3518/D3518M-94(REAPPROVED 2001) : *Standard test method for in-plane shear response of polymer matrix composite materials by tensile test of a +/- 45 laminate*. ASTM international. 12, 42, 43
- [38] ISO 527-1 :2012 : *Plastics-Determination of tensile properties-Part 1 : General principles*. International Standard Organisation. 13
- [39] MG BADER, JE BAILEY, A PARVIZI et PT CURTIS : The mechanisms of initiation and development of damage in multi-axial fibre-reinforced plastics laminates. *Mechanical behaviour of materials*, pages 227–239, 1980. 14

- [40] J. E. BAILEY et A. PARVIZI : On fibre debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross-ply laminates of glass fibre/thermoset composites. *Journal of Materials Science*, 16(3):649–659, Mar 1981. ISSN 1573-4803. 14
- [41] M. TROVALET : *A micromechanical model for fatigue prediction of laminated composite structures*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2010. 14
- [42] E. ABISSET : *A damage mesomodel of laminated composites for the virtual testing : identification and validation*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2012. 14, 15
- [43] P. LECOMTE GROSBRAS : *Utilisation de la technique de corrélation d'images pour l'étude des effets de bord dans les composites stratifiés*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, 2009. 15
- [44] NF EN ISO 899-1 :2003 : *Plastiques-Détermination du comportement au fluage-Partie 1 :fluage en traction*. Association Française de Normalisation (AFNOR). 16
- [45] J. FITOUSSI, F. MERAGHNI, Z. JENDLI, G. HUG et D. BAPTISTE : Experimental methodology for high strain-rates tensile behaviour analysis of polymer matrix composites. *Composites Science and Technology*, 65(14):2174 – 2188, 2005. ISSN 0266-3538. 17, 39, 92, 93, 94, 95, 103, 105, 106, 107
- [46] G. HUG : *Analyse du comportement de stratifiés carbone/époxy sous sollicitation rapide : élaboration par électrothermie diélectrique d'un même matériau pour comparaison*. Thèse de doctorat, Mécanique et matériaux Paris, ENSAM, 2005. 17, 93, 94, 95, 107
- [47] F. COUSSA, J. RENARD, S. JOANNES, J-C. TEISSEDE, R. BOMPOINT et N. FELD : A consistent experimental protocol for the strain rate characterization of thermoplastic fabrics. *Strain*, 53(3):e12220, 2017. 17, 18, 39, 92, 94, 95, 102, 103, 107
- [48] J. FITOUSSI, M. BOCQUET et F. MERAGHNI : Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene-propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composites Part B :Engineering*, 45(1):1181–1191, 2013. ISSN 1359-8368. 17
- [49] P. MOY, C-A. GUNNARSSON, T. WEERASOORIYA et W. CHEN : Stress-strain response of PMMA as a function of strain-rate and temperature. In Tom PROULX, éditeur : *Dynamic Behavior of Materials, Volume 1*, pages 125–133, New York, NY, 2011. Springer New York. ISBN 978-1-4614-0216-9. 17
- [50] C. REMY-PETIPAS : *Analyse et prévision du comportement à long terme des composites fibres de carbone : matrice organique*. Thèse de doctorat, Sciences pour l'ingénieur Besançon, 2000. 19, 32
- [51] Y. ZHOU, W. YANG, Y. XIA et P.K. MALLICK : An experimental study on the tensile behavior of a unidirectional carbon fiber reinforced aluminum composite at different strain rates. *Materials Science and Engineering : A*, 362(1):112 – 117, 2003. ISSN 0921-5093. Papers from the German Priority Programme (Functionally Graded Materials). 20

- [52] Y. WANG, Y. ZHOU, Y. XIA et S. JEELANI : Statistical analysis on high strain rate tensile strength of T700 carbon fiber. *In ASME 2007 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, pages 557–560. American Society of Mechanical Engineers, 2007. 20
- [53] Q. BING et C.T. SUN : Modeling and testing strain rate-dependent compressive strength of carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology*, 65:2481–2491, 2005. 21
- [54] H. KORBER : *Mechanical Response of Advanced Composites under High Strain Rates*. Thèse de doctorat, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2010. 21
- [55] R-M BOUMBIMBA, S. AHZI, D. BAHLOULI, N. and Ruch et J. GRACIO : Dynamic mechanical properties of PMMA/organoclay nanocomposite : experiments and modeling. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 133-3(3):030908–030908–6, 2011. 22, 25, 77
- [56] R-M. BOUMBIMBA, K. WANG, N. BAHLOULI, S. AHZI, Y. RÉMOND et F. ADDIEGO : Experimental investigation and micromechanical modeling of high strain rate compressive yield stress of a melt mixing polypropylene organoclay nanocomposites. *Mechanics of Materials*, 52:58–68, 2012. ISSN 0167-6636. 25, 60, 77
- [57] K. WANG, S. AHZI, R. Matadi BOUMBIMBA, N. BAHLOULI, F. ADDIEGO et Y. RÉMOND : Micromechanical modeling of the elastic behavior of polypropylene based organoclay nanocomposites under a wide range of temperatures and strain rates/frequencies. *Mechanics of Materials*, 64:56 – 68, 2013. 22, 77
- [58] N. TANIGUCHI, T. NISHIWAKI et H. KAWADA : Tensile strength of unidirectional CFRP laminate under high strain rate. *Advanced Composite Materials*, 16(2):167–180, 2007. 22
- [59] K-P. MENARD : *Dynamic mechanical analysis : a practical introduction*. CRC press, 2008. 24
- [60] M. KARAYAKA et H. SEHITOGLU : Failure behavior of unidirectional AS4/3501-6 carbon/epoxy laminates. *Journal of Composite Materials*, 30(10):1150–1176, 1996. 24, 25
- [61] R.P. REED et M. GOLDA : Cryogenic properties of unidirectional composites. *Cryogenics*, 34 (11):909–928, 1994. ISSN 0011-2275. 25
- [62] A. LOWE : Transverse compressive testing of T300/914. *Journal of Materials Science*, 31:1005–1011, 1996. 25, 26
- [63] J. BERTHE, M. BRIEU, E. DELETOMBE et G. PORTEMONT : Temperature effects on the time dependent viscoelastic behaviour of carbon/epoxy composite materials : Application to T700GC/M21. *Materials and Design*, 62:241–246, 2014. ISSN 0261-3069. 25, 45, 46, 56, 59, 60, 74, 81, 90
- [64] S.T. PINHO, P. ROBINSON et L. IANNUCCI : Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites Science and Technology*, 66(13): 2069 – 2079, 2006. ISSN 0266-3538. 28
- [65] C.T. SUN et J. TAO : Prediction of failure envelopes and stress/strain behaviour of composite laminates. *Composites Science and Technology*, 58(7):1125 – 1136, 1998. ISSN 0266-3538. 28, 36, 117

- [66] C-G DÁVILA et P. CAMANHO : Failure criteria for FRP laminates in plane stress. *NASA/TM*, 212663(613), 2003. 28
- [67] S-T. PINHO, C-G DÁVILA, P. CAMANHO, L. IANNUCCI et P. ROBINSON : Failure models and criteria for FRP under in-plane or three-dimensional stress states including shear non-linearity. *NASA/TM-2005-213530*, 2005. 28
- [68] R. RAGHAVA, R-M. CADDELL et G. YEH : The macroscopic yield behaviour of polymers. *Journal of Materials Science*, 8(2):225–232, Feb 1973. ISSN 1573-4803. 29
- [69] J LEMAITRE et JL CHABOCHE : Mécanique des matériaux solides, 1985. *Dunod, Paris*. 31, 92, 93, 94, 103, 105, 107
- [70] J-F MAIRE : *Etudes théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes*. Thèse de doctorat, U.F.R des sciences et techniques de l’université de Franche-Comté, 1992. 32, 120
- [71] J BERTHE, M BRIEU et E DELETOMBE : Improved viscoelastic model for laminate composite under static and dynamic loadings. *Journal of Composite Materials*, 47(14):1717–1727, 2013. 33, 35, 40, 44, 46, 59, 60, 74
- [72] S.W. TSAI et E.M. WU : A general theory of strength for anisotropic material. *Journal of Composite Materials*, 5:58–79, 1971. 36
- [73] Z. HASHIN et A. ROTEM : A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials. *Journal of Composite Materials*, 7:448–464, 1973.
- [74] A. PUCK et H. SCHURMANN : Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*, 58(7):1045 – 1067, 1998. ISSN 0266-3538. 36
- [75] Zvi HASHIN : Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of applied mechanics*, 47(2):329–334, 1980. 36
- [76] R. TALREJA : Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 19(4):355–375, 1985. 38
- [77] Z. HASHIN : Analysis of cracked laminates : a variational approach. *Mechanics of Materials*, 4(2):121–136, 1985. ISSN 0167-6636. 38
- [78] P. LADEVEZE : A damage computational approach for composites : Basic aspects and micro-mechanical relations. *Computational Mechanics*, 17(1):142–150, Dec 1995. 39
- [79] O. ALLIX, P. FEISSEL et P. THÉVENET : A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading : basic aspects and identification issues. *Computers and Structures*, 81(12):1177–1191, 2003. 39
- [80] O. ALLIX, N. BAHLOULI, C. CLUZEL et L. PERRET : Modelling and identification of temperature-dependent mechanical behaviour of the elementary ply in carbon/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, 56(7):883 – 888, 1996. ISSN 0266-3538. 9th French National Colloquium on Composite Materials. 39

- [81] I-M DANIEL, J-M CHO, B. T WERNER et J-S FENNER : Characterization and constitutive modeling of composite materials under static and dynamic loading. *AIAA journal*, 49(8):1658–1664, 2011. 40
- [82] R. GERLACH, C.R SIVIOUR, N. PETRINIC et J. WIEGAND : Experimental characterisation and constitutive modelling of RTM-6 resin under impact loading. *Polymer*, 49:2728–2737, 2008. 59, 60, 77, 78, 79, 80, 81
- [83] J. RICHTON, S. AHZI, L. DARIDON et Y. RÉMOND : A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures. *Polymer*, 46(16):6035–6043, 2005. ISSN 0032-3861. 60, 61, 81, 84
- [84] J. RICHTON, S. AHZI, K.S. VECCHIO, F.C. JIANG et R.R. ADHARAPURAPU : Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers : Characterization and modeling of the compressive yield stress. *International Journal of Solids and Structures*, 43(7-8):2318–2335, 2006. ISSN 0020-7683. 60, 61, 81, 84
- [85] J. RICHTON, S. AHZI, L. DARIDON et Y. RÉMOND : Modeling of strain rates and temperature effects on the yield behavior of amorphous polymers. *J. Phys. IV France*, 110:39–44, 2003. 60
- [86] J-L. JORDAN, J-R. FOLEY et C-R. SIVIOUR : Mechanical properties of Epon 826/DEA epoxy. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 12(3):249–272, 2008. ISSN 1573-2738. 60, 77, 80
- [87] AD MULLIKEN et MC BOYCE : Low to high strain rate deformation of amorphous polymers. *In Proceedings of the 2004 SEM X International Congress and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*, pages 7–10, 2004. 60, 80, 81
- [88] A.D. MULLIKEN et M.C. BOYCE : Mechanics of the rate-dependent elastic-plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates. *International Journal of Solids and Structures*, 43(5):1331–1356, 2006. ISSN 0020-7683. 60, 80, 81
- [89] J-G. WILLIAMS : The beta relaxation in epoxy resin-based networks. *Journal of Applied Polymer Science*, 23(12):3433–3444, 1979. ISSN 1097-4628. 60, 81
- [90] C. BAUWENS-CROWET : The compression yield behaviour of polymethyl methacrylate over a wide range of temperatures and strain-rates. *Journal of Materials Science*, 8(7):968–979, 1973. ISSN 1573-4803. 81
- [91] YT YEOW, DH MORRIS et HF BRINSON : Time-temperature behavior of a unidirectional graphite/epoxy composite. *In Composite Materials : Testing and Design (Fifth Conference)*. Rap. Tech. VPI-E-78-4,NASA, 1978. 60
- [92] P. NIMDUM et J. RENARD : Use of acoustic emission to discriminate damage modes in composite-antenna-structure during buckling loading. *In 15th International conference on experimental mechanics*, pages 15–p, 2012. 63, 65
- [93] V. MUNOZ, B. VALÈS, M. PERRIN, M.L. PASTOR, H. WELEMANE, A. CANTAREL et M. KARAMA : Damage detection in CFRP by coupling acoustic emission and infrared thermography. *Composites Part B : Engineering*, 85:68 – 75, 2016. ISSN 1359-8368. 63, 65

- [94] I-M. DANIEL, J-J. LUO, P-M. SCHUBEL et B-T. WERNER : Interfiber/interlaminar failure of composites under multi-axial states of stress. *Composites Science and Technology*, 69(6):764–771, 2009. ISSN 0266-3538. 70, 71
- [95] Y. TAO, H. CHEN, K. YAO, H. LEI, Y. PEI et D. FANG : Experimental and theoretical studies on inter-fiber failure of unidirectional polymer-matrix composites under different strain rates. *International Journal of Solids and Structures*, 113-114:37 – 46, 2017. ISSN 0020-7683. 70, 71, 72
- [96] R-K. GOLDBERG et D-C. STOUFFER : Strain rate dependent analysis of a polymer matrix composite utilizing a micromechanics approach. *Journal of Composite Materials*, 36(7):773–793, 2002. 77
- [97] W. WEIBULL *et al.* : A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of applied mechanics*, 18(3):293–297, 1951. 77
- [98] C. BAUWENS-CROWET, J. C. BAUWENS et G. HOMÈS : Tensile yield-stress behavior of glassy polymers. *Journal of Polymer Science Part A-2 : Polymer Physics*, 7(4):735–742, 1969. ISSN 1542-9377. 81
- [99] C. BAUWENS-CROWET, J. C. BAUWENS et G. HOMÈS : The temperature dependence of yield of polycarbonate in uniaxial compression and tensile tests. *Journal of Materials Science*, 7(2):176–183, Feb 1972. ISSN 1573-4803. 81
- [100] C. BAUWENS-CROWET et J-C. BAUWENS : Effect of thermal history on the tensile yield stress of polycarbonate in the beta transition range. *Polymer*, 24(7):921 – 924, 1983. ISSN 0032-3861. 81
- [101] C. PARIS : *Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermodurcissable*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse), 2011. 85
- [102] D. PERREUX et C. OYTANA : Continuum damage mechanics for microcracked composites. *Composites Engineering*, 3(2):115 – 122, 1993. ISSN 0961-9526. 115, 120, 121
- [103] F. RICHARD : *Identification du comportement et évaluation de la fiabilité des composites stratifiés*. Thèse de doctorat, 1999. 115, 120, 121
- [104] A. PARVIZI, K. W. GARRETT et J. E. BAILEY : Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *Journal of Materials Science*, 13(1):195–201, Jan 1978. ISSN 1573-4803. 119
- [105] S. E. GROVES, C. E. HARRIS, A. L. HIGHSMITH, D. H. ALLEN et R. G. NORVELL : An experimental and analytical treatment of matrix cracking in cross-ply laminates. *Experimental Mechanics*, 27(1):73–79, Mar 1987. ISSN 1741-2765. 119
- [106] J. VARNA, R. JOFFE, N.V. AKSHANTALA et R. TALREJA : Damage in composite laminates with off-axis plies. *Composites Science and Technology*, 59(14):2139 – 2147, 1999. ISSN 0266-3538. 119

- [107] T. LISLE, C. BOUVET, M.L. PASTOR, P. MARGUERES et R. Prieto CORRAL : Damage analysis and fracture toughness evaluation in a thin woven composite laminate under static tension using infrared thermography. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 53:75 – 87, 2013. ISSN 1359-835X. 119
- [108] J. BERTHE et M. RAGONNET : Passive infrared thermography measurement of transverse cracking evolution in cross-ply laminates. *Strain*, 2018. 119, 120
- [109] F. LAURIN, N. CARRERE, C. HUCHETTE et JF MAIRE : A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures. *Journal of Composite Materials*, 47(20-21):2713–2747, 2013. 135

Modélisation dynamique avancée des Composites à Matrice Organique (CMO) pour l'étude de la vulnérabilité des structures aéronautiques

Les matériaux composites à matrice organique (CMO) sont largement utilisés dans l'industrie des transports et notamment dans le domaine aéronautique. Pour permettre un dimensionnement optimal des structures, il est nécessaire d'étudier le comportement des matériaux CMO sur une large gamme de vitesses et de températures.

L'objectif de cette thèse est de proposer un modèle de comportement et de rupture permettant de prédire la réponse des CMO sur une large gamme de vitesses de sollicitation et de températures. Les recherches se sont intéressées dans un premier temps à la caractérisation de la transition entre les régimes de comportement linéaire et non linéaire du matériau unidirectionnel T700GC/M21 (renforts de fibres de carbone, résine époxy), ainsi qu'à la dépendance de cette transition à la vitesse de sollicitation et à la température. Les travaux se sont ensuite focalisés sur l'étude expérimentale du régime de comportement non linéaire endommageable du T700GC/M21.

Enfin, au terme de ces deux étapes, une version améliorée du modèle disponible à l'ONERA pour les composites stratifiés (OPFM) a été proposée, version intégrant un critère de transition linéaire/non linéaire de comportement, et une prise en compte de l'influence de la vitesse de sollicitation et de la température sur la réponse du matériau.

Mots clés : Composite à matrice organique - Transition comportements linéaire et non linéaire - Comportement non linéaire - Influence vitesse et température - Modèle thermo-visco-élastique endommageable

Advanced dynamic modelling of Organic Matrix Composites (OMC) to study the vulnerability of aeronautical structures

Nowadays, organic matrix composite materials are widely used in the transportation industry, and particularly in the aeronautical industry. To provide an optimal dimensioning of the structures, it is necessary to study the mechanical behavior of OMC on a large range of strain rates and temperatures.

The aim of this PhD thesis is to propose a behavior and a rupture model to predict the mechanical response of OMC for a large range of strain rates and temperatures. The research was initially focused on the characterization of the transition between the linear and nonlinear behavior of the material T700GC/M21, a carbon / epoxy unidirectional laminate as well as the strain rate and temperature dependencies of this transition. The work was then focused on the experimental study of the nonlinear damaged behavior of the T700GC/M21.

Finally, completing these first two steps, an updated version of the behavior model available at ONERA (OPFM) was proposed which includes the transition between linear and nonlinear behavior and the influence of strain rate and temperature on the mechanical response of the material.

Key words : Organic Matrix composite - Linear and nonlinear behaviour transition - Nonlinear behaviour - Effect of strain rate and temperature - Thermo-visco-elastic-damage model