



HAL
open science

Du comportement dynamique de matériaux composites tissés à matrice polyamide

Fabien Coussa

► **To cite this version:**

Fabien Coussa. Du comportement dynamique de matériaux composites tissés à matrice polyamide. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2017. Français. NNT : 2017PSLEM063 . tel-01843118

HAL Id: tel-01843118

<https://pastel.hal.science/tel-01843118>

Submitted on 18 Jul 2018

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.

THÈSE DE DOCTORAT

de l'Université de recherche Paris Sciences et Lettres
PSL Research University

Préparée à MINES ParisTech

Du comportement dynamique de matériaux composites tissés à matrice polyamide

École doctorale n°432

SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

Spécialité MÉCANIQUE

Soutenue par **Fabien COUSSA**
le 26 juin 2017

Dirigée par **Jacques RENARD**

COMPOSITION DU JURY :

Mme Nadia BALHOULI
ICube Strasbourg, Président

M Patrick ROZYCKI
Centrale Nantes, Rapporteur

M Frédéric LACHAUD
Institut Clément Ader, Rapporteur

Mme Fabienne TOUCHARD
Institut Pprime, Examineur

M Olivier ALLIX
ENS Paris-Saclay, Examineur

M Julien BERTHE
ONERA, Examineur

M Jacques RENARD
MINES ParisTech, Examineur

M Sébastien JOANNÈS
MINES ParisTech, Examineur



Remerciements

C'est avec une certaine nostalgie qu'écrire ces lignes s'apparente à clore un chapitre d'une durée de trois ans et demi et à l'issue duquel, la richesse des interactions humaines et l'apprentissage de certains tréfonds de la mécanique m'auront littéralement métamorphosé.

Je tiens sincèrement à remercier l'ensemble des membres du jury vis-à-vis de l'intérêt et des remarques qu'ils ont pu émettre à propos de mes travaux lors de ma soutenance et en dehors. Pour avoir accepté de rapporter mes travaux, je remercie particulièrement Frédéric Lachaud et Patrick Rozycki, qui de par leurs questions m'ont permis de prendre un recul précieux pour la suite. Je remercie naturellement Nadia Bahlouli d'avoir présidé ma soutenance, Olivier Allix et Julien Berthe pour la pertinence de leurs évaluations et enfin Fabienne Touchard pour l'examen clinique de mon manuscrit.

Je souhaite adresser un franc remerciement à messieurs Jacques Renard, Sébastien Joannès et Rémy Bompont pour avoir dirigé et encadré ces travaux de thèse, pour la confiance qu'ils m'ont octroyée dès les premiers jours et pour la totale liberté d'action et de pensée dont ils m'ont permis de jouir pendant plus de trois ans. Merci à vous trois et "Bonne retraite Monsieur Renard!".

Vient le moment où exprimer ma gratitude et ma reconnaissance est un devoir qui me tient particulièrement à cœur. Je tiens à remercier Jean-Christophe Teissedre, homme de l'ombre qui résonne à la vitesse de la lumière. Merci pour l'immense implication que tu as eue à l'égard de mes travaux, pour m'avoir permis de réaliser et de mener à bien ces ambitieux essais dynamiques interrompus et enfin, pour ton génie, ta gentillesse et ton opiniâtreté.

Enfin je remercieⁿ Nicolas Feld et Benoit Delattre pour l'incalculable apport scientifique et humain dont j'ai eu le privilège de bénéficier ; deux mains invisibles et officieuses qui n'ont eu de cesse que de me tirer vers le haut. Merci Nicolas pour la quasi-perfection de ton encadrement, pour tous ces moments d'enthousiasme à la vue de certains de mes résultats et enfin pour l'émulation permanente que tu as générée lors de ces travaux. Finalement, entre autres et tant d'autres éléments, merci Benoit pour ton indéfectible soutien, ton extraordinaire pédagogie et cette légendaire patience qui m'ont permis de toujours progresser. Il faut rester concis, alors merci à vous deux de m'avoir transmis votre vision de la science et de m'avoir permis de profiter pleinement de cette thèse.

Après trois très belles années au Centre des Matériaux, je tiens naturellement à remercier l'ensemble des membres permanents qui participent ou ont participé au fonctionne-

ment et à la pérennité du centre. Plus particulièrement, je remercie Odile Adam (la documentaliste la plus gentille et la plus rapide de l'ouest), Yves Favry, Yann Auriac, René Cluzet, Catherine Rouil (et sa mémoire exceptionnelle), Olivier Delhomme, Sarojinee Bonneville, Anne Piant, Vladimir Gantchenko, Yves Bienvenu, Henry Proudhon, Régis Clément, Maria Betbeder et Djamel Benziane.

J'adresse également un sincère remerciement aux personnes rencontrées chez PSA qui, de près ou de loin, m'ont permis de réaliser cette thèse : Pierre Osmond, Martine Monin, Louis Lamoureux et Claude Braz. J'en profite pour adresser un franc remerciement aux personnes du service DSTF qui ont accueilli chaleureusement un thésard Sans Service Fixe : Laurent Rota, Ida Raoult, Zouhir Abbadi, Olivier Sauvage, Zoran Dimitrijevic, Malek Zarroug, Agathe Forre, Laurent Fontaine et Arnaud Godin.

Je tiens enfin à remercier celles et ceux avec qui j'ai passé le plus de temps (même si certains diront que je n'étais pas souvent là...) et auprès desquels ces trois années sont passées beaucoup trop vite : Sabesan, Valentin, Adrien, Rim, Maya, George "The king" Kamgaing, Quentin, Thibault, Olivier (le papi), Clément (le papa), François (mon spartiate!), et le meilleur pour la fin, le noyau dur : Hélène, Florent, Vincent et PAP (et pour le coup, pas de PAP, pas de compilation. Pas de compilation, pas de thèse ; donc encore merci à toi pour ce jour-là).

Je remercie ceux dont l'amitié et le soutien ne flanchent pas : Nico', Rom', Guillaume et mon Nosh' ! Et enfin, une pensée toute particulière à Ninie (et à sa maman), qui tant bien que mal, aura été là du début jusqu'à la fin.

Pour finir, je ne sais comment remercier ma mère tant son dévouement et son soutien frôlent l'irrationnel. J'espère te rendre une once de tout ce que je te dois. Mes derniers mots et ma dernière pensée vont à mon parrain, sans qui ces dix ans et tant d'autres choses auraient sans doute été irréalisables.

On ne ressemble pas à ceux qu'on admire en
imitant leurs oeuvres

– *André Malraux*

Table des matières

	Page
Table des figures	v
Liste des tableaux	xi
Lexique et conventions	xiii
Introduction générale	1
Chapitre 1 Contexte et problématiques de l'étude	7
1.1 État de l'art sur les matériaux composites	9
1.1.1 Présentation du matériau de l'étude	9
1.1.2 Choix des échelles de travail	10
1.1.3 Échelle des constituants élémentaires	11
1.1.3.A Les fibres de verre	11
1.1.3.B La matrice : un polymère semi-cristallin	13
1.1.4 L'échelle du pli tissé 2D	18
1.1.4.A Architecture et mésostructure	18
1.1.4.B Les mécanismes de dégradations	20
1.1.5 Le comportement macroscopique des composites tissés	22
1.1.6 Bilan	23
1.2 Analyse mécanique du comportement en quasi-statique	24
1.2.1 Environnement expérimental	24
1.2.1.A Types et moyens d'essais	24
1.2.1.B Éprouvettes d'essais	25
1.2.1.C Notations et repères	26
1.2.2 Comportement mécanique à vitesses lentes	27
1.2.2.A Orientation des fibres	27
1.2.2.B Orientation de cisaillement	29
1.2.3 Mécanisme de dégradation : observation et premières quantifications	32
1.2.3.A Orientation de cisaillement	32
1.2.3.B Orientation des fibres	35
1.3 Conclusions	37

Chapitre 2	Un protocole expérimental robuste pour l'étude du comportement mécanique suivant une large gamme de vitesses de sollicitation	41
2.1	L'étude du comportement des matériaux composites dans la gamme des vitesses dynamiques	43
2.1.1	Analyse bibliographique liée aux essais dynamiques	43
2.1.1.A	Les techniques d'amarrage pour le chargement	45
2.1.1.B	Post-traitement des données mesurées	46
2.1.1.C	Les géométries d'éprouvettes dynamiques	47
2.1.1.D	Interruption d'essais mécanique à hautes vitesses	48
2.1.2	Sensibilité à la vitesse de sollicitation des matériaux composites à matrice organique	50
2.1.3	Bilan et intérêts de la démarche proposée	51
2.2	Caractérisation du comportement macroscopique jusqu'à rupture dans la gamme des vitesses dynamiques	52
2.2.1	Un protocole de réduction d'éprouvettes normalisées	52
2.2.1.A	Validation de l'éprouvette réduite pour l'orientation à 45°	54
2.2.1.B	Validation de l'éprouvette réduite pour l'orientation à 0°	61
2.2.1.C	Conclusion sur la procédure de réduction	62
2.2.2	Protocoles et procédures expérimentaux pour l'interruption d'essais à grandes vitesses	63
2.2.2.A	Description de l'environnement expérimental	63
2.2.2.B	Description et intérêts des composants du montage	65
2.2.2.C	Procédure expérimentale pour essais dynamiques interrompus en déformation	66
2.2.2.D	Application et discussion	69
2.2.3	Caractérisation du comportement et des mécanismes dissipatifs sensibles à la vitesse de déformation	71
2.2.3.A	Comportement sur éprouvettes orientées à 45°	71
2.2.3.B	Comportement des éprouvettes orientées à 0°	77
2.3	Bilan sur les effets de la vitesse sur le comportement du matériau	79
Chapitre 3	Modélisation du comportement jusqu'à rupture suivant une large gamme de vitesses	83
3.1	Modélisation du comportement : endommagement, rupture et effets de vitesse	85
3.1.1	Choix de l'échelle de modélisation	85
3.1.1.A	L'échelle microscopique	85
3.1.1.B	L'échelle mésoscopique	85
3.1.1.C	L'échelle macroscopique	87
3.1.2	Approches fondées sur la mécanique de l'endommagement	94
3.1.2.A	Principe d'élaboration d'une loi de comportement	95
3.1.2.B	Rappel sur la modélisation de l'endommagement continu	95
3.1.2.C	Etat de l'art autour des mésomodèles	99
3.1.2.D	Vers le <i>viscodommage</i>	108
3.1.3	Bilan	108
3.2	Une modélisation thermodynamique modulaire	110
3.2.1	Le modèle de référence	110

3.2.2	Représentation de l'endommagement et du comportement irréversible	112
3.2.2.A	Couplage d'état entre élasticité linéaire et endommagement	112
3.2.2.B	Couplage faible entre endommagement et plasticité	114
3.2.3	Prise en compte des effets de vitesse à court terme	115
3.2.3.A	Représentation continue de la viscosité aux vitesses rapides	116
3.2.4	Unicité de la solution et régularisation	118
3.3	Bilan	119
Chapitre 4 Validation du modèle et simulations sur structures		121
4.1	Intégration numérique de la loi de comportement	123
4.1.1	Intégration implicite de l'anélasticité	124
4.1.2	Évaluations directes	126
4.1.2.A	L'endommagement	126
4.1.2.B	La viscoélasticité	126
4.1.3	Intégration globale du problème	129
4.2	Procédures d'identification des paramètres	132
4.2.1	Protocole d'identification de la viscoélasticité	132
4.2.1.A	Rappels et intérêts de la démarche	133
4.2.1.B	Choix de la discrétisation et paramètres de la méthode	133
4.2.1.C	Résultats	135
4.2.2	Identification du comportement anélastique endommageable	138
4.2.3	Bilan	141
4.3	Vérification et validation du modèle	143
4.3.1	Mise en données numérique	144
4.3.2	Résultats	145
4.3.2.A	Cas d'une structure simple	145
4.3.2.B	Cas d'une structure complexe	147
4.4	Bilan	150
Conclusions générales		153
Annexe A Description des différentes éprouvettes utilisées		157
Annexe B Description du concept d'atténuation d'ondes		159
Annexe C Dimensions de l'éprouvette de validation		161
Bibliographie		177

Table des figures

1	Schéma illustrant la répartition moyenne des différents matériaux au sein d'un véhicule du Groupe PSA	2
2	Schéma illustrant le renfort de porte, en composite, au sein de l'environnement portière	3
1.1	Schéma illustrant les différentes échelles d'observation pour un matériau composite ([Couegnat, 2008])	10
1.2	Résultats d'essais illustrant la tenue résiduelle de fibres de verre et de basalte après un vieillissement théorique en température ([Lund et Yue, 2010, Feih <i>et al.</i> , 2011])	13
1.3	Représentation de la structure du PA 66, pour un polymorphisme α a) En perspective, (les flèches illustrent les liaisons hydrogène, ($a = 4,9 \text{ \AA}$, $b = 5,4 \text{ \AA}$, $c = 17,2 \text{ \AA}$))([Melvin, 1973]) ; b) sous sa formulation chimique 2D	15
1.4	Schématisation de a) l'arrangement microstructural du nylon 6 (modèle de [Prevorsek <i>et al.</i> , 1973]), b) de la séquence liée à la déformation des semi-cristallins jusqu'à rupture ([Lustiger et Markham, 1983]) (état non sollicité (I), séparation lamellaire (II), rupture de la molécule (III))	16
1.5	Courbes de réponse illustrant la dépendance du comportement du polyamide 66 à a) l'humidité relative ([Ferreiro <i>et al.</i> , 1999]), b) la température ([Trotignon <i>et al.</i> , 1996]) et c) la vitesse de déformation nominale ([Nakai et Yokoayama, 2012])	17
1.6	a) Schémas des étapes de compaction d'un pli tissé et b) de plusieurs armures tissées	19
1.7	Observation de l'arrangement microstructural dans un composite tissé à matrice organique ([Couegnat, 2008])	19
1.8	Observations par microscopie optique de la séquence d'apparition des mécanismes de dégradation au sein du matériau composite de l'étude, soumis à un cisaillement plan en quasi-statique.	20
1.9	Comportement macroscopique d'un composite tissé à matrice organique soumis à une sollicitation de a) traction uniaxiale monotone dans la direction des fibres et b) cyclée en charge/décharge dans la direction de cisaillement ([Bordreuil et Hochard, 2004])	22
1.10	Nature des sollicitations auxquelles le matériau est soumis en vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) ou en contrainte nominale (σ)	25
1.11	Définition des axes associés a) au repère matériau et b) au repère global de l'éprouvette	26

Table des figures

1.12	Courbes de réponse du comportement macroscopique dans le repère matériel suivant l'orientation des fibres a) de chaîne, b) de trame et, c) à différentes vitesses.	29
1.13	Observations au microscope électronique à balayage (MEB) du faciès de rupture dans la zone utile d'une éprouvette sollicitée en traction suivant l'orientation à 90°	30
1.14	a) Courbes de réponse associées aux comportements en cisaillement jusqu'à rupture dans le repère global b) à différentes vitesses quasi-statiques.	30
1.15	Observation au MEB du faciès de rupture dans la zone utile d'une éprouvette sollicitée en traction dans la direction de cisaillement	31
1.16	a) Suivi de la déformation locale lors d'essais de fluage/recouvrance à différents paliers de contrainte σ_{45° croissants ; b) évolution de la déformation irréversible en fonction du palier de contrainte σ_{12} mesuré	32
1.17	Réponse macroscopique à un essai de traction cyclée correspondant au trajet 1, recalé à zéro en abscisse pour chaque charge	33
1.18	Évolution de la rigidité apparente et de la densité de fissures au cours d'un chargement du trajet 2, dans la direction de cisaillement	34
1.19	Tranche d'une éprouvette observée au cours d'un chargement de traction uniaxiale, dans la direction de cisaillement	35
1.20	Évolution de la rigidité apparente et de la densité de fissures au cours d'un chargement du trajet 2, dans la direction des fibres	36
1.21	Tranche d'une éprouvette observée au cours d'un chargement de traction uniaxiale, dans la direction des fibres	37
2.1	Classification et spécificités des différentes gammes de vitesses de sollicitation	44
2.2	Schéma illustrant le principe de fonctionnement d'une machine d'essais servo-hydraulique durant un essai de traction en position haute et basse	44
2.3	Schéma illustrant deux types de techniques d'amarrage par : a) un système Fast-Jaw b) et un système piston/cylindre. c) Schéma illustrant le moment induit dû au désaxage du piston ([Longana, 2014])	45
2.4	a) Illustration de la conséquence de divers niveaux de résonance sur la mesure de la contrainte ([Xiao, 2008]) b) Exemple de filtrage par FFT d'un signal de force mesuré par une cellule piézoélectrique lors d'un chargement dynamique ([Berthe, 2014])	46
2.5	Profil de contraintes le long de la longueur utile d'éprouvettes sollicitées numériquement à $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ et tracés pour divers incréments de temps ([Hug, 2005])	48
2.6	Technique d'interruption pour des essais de traction à grandes vitesses réalisés avec une machine servo-hydraulique	49
2.7	Technique d'interruption lors d'essais de tractions à grande vitesses réalisés avec une machine servo-hydraulique	50
2.8	Champs de déformation obtenus par S-DIC pour les géométries normalisée et réduite orientées à 45°	55
2.9	Comparaison des courbes de contraintes en fonction des déformations pour les géométries Type A et Type B sollicitées à $v_t = 5 \text{ mm.min}^{-1}$	56

2.10 Résultats de champs de déformation longitudinale observé dans la zone de mesure de l'éprouvette Type B obtenu par S-DIC à un niveau de déformation $\varepsilon_{45^\circ} = 3\%$ et schéma discrétisant la zone utile en régions A, B et C	57
2.11 Schéma des différentes régions sur éprouvette de traction pour essais bias	58
2.12 Comparaison du comportement macroscopique en cisaillement, a) des chutes de rigidité K^s , b) des courbes enveloppes	59
2.13 Cartographies des champs de déformation longitudinale réalisées sur les géométries de Type A et C, orientées à 0° par rapport à la direction des fibres	61
2.14 Comparaison du comportement macroscopique pour les deux géométries orientées à 0° par rapport à la direction des fibres, a) des chutes de rigidité K^l , b) des courbes enveloppes	62
2.15 Schéma du montage expérimental d'interruption d'essais de traction à l'aide d'une machine servo-hydraulique	64
2.16 Principales étapes durant un essais interrompu en déformation a) Position initiale (ici à un niveau de déformation résiduel $\varepsilon_{45^\circ} = 1.5\%$) b) Début de la phase de chargement c) Phase d'interruption en déformation et maintien à $\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$ d) Rupture du fusible et découplage du montage.	67
2.17 Schéma de principe illustrant le fonctionnement du système de guidage du montage d'essai interrompu, les étapes illustrées se réfèrent à celles du protocole	68
2.18 Essai de traction interrompu à un taux de déformation $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$ et pour un incrément de déformation totale $\Delta\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$	69
2.19 Essai de traction interrompu à un taux de déformation $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$ et pour un incrément de déformation totale $\Delta\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$: zoom au voisinage de l'arrêt mécanique	70
2.20 Comportement longitudinal (L) et transverse (T) à différentes vitesses de déformation issu d'essais réalisés sur éprouvettes Type C orientées à 45°	72
2.21 Sensibilité des propriétés macroscopiques à l'augmentation de la vitesse de sollicitation	73
2.22 Précision et répétabilité des essais interrompus à différentes vitesses de déformation imposées aux éprouvettes Type C orientées à 45°	74
2.23 Taux de déformation en fonction de la déformation pour un incrément $\varepsilon_{45^\circ}=15\%$ de déformation totale (incluant 3% de déformation résiduelle provenant d'un chargement précédent).	75
2.24 Courbes contrainte/déformation de cisaillement issues d'essais interrompus sept fois pour les vitesses de $\dot{\varepsilon}_{45^\circ} = 5.10^{-3}, 5.10^{-1}, 5,$ et 25 s^{-1}	75
2.25 Influence de la vitesse de sollicitation sur la déformation irréversible en cisaillement γ_{12}^{irr} en fonction de la déformation élastique en cisaillement γ_{12}^{el}	76
2.26 Influence de l'augmentation de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable d'endommagement macroscopique de cisaillement d_{12} en fonction de la déformation élastique	77
2.27 Comportement longitudinal (L) et transverse (T) à différentes vitesses de déformation issu d'essais réalisés sur éprouvettes Type C orientées à 0°	78
2.28 Sensibilité des propriétés élastiques à l'augmentation de la vitesse de sollicitation	79
2.29 Influence de l'augmentation de la vitesse de sollicitation sur les propriétés à rupture	79

Table des figures

3.1	a) Illustration a) de la surface de rupture de Puck dans l'espace des contraintes ($\sigma_n, \sigma_1, \sigma_2$) et b) du plan de rupture orienté à θ° dans l'espace des contraintes planes.	91
3.2	Schémas des différents modes de rupture de [Puck, 1996], pour une sollicitation de cisaillement couplée à une sollicitation de a) traction, b) compression et c) forte compression.	92
3.3	Variation des propriétés transverses et de cisaillement à rupture en fonction de la vitesse de déformation [Schaefer <i>et al.</i> , 2014].	93
3.4	Enveloppe de rupture décrite par les critères de rupture dépendants de la vitesse de [Daniel <i>et al.</i> , 2011].	94
3.5	Illustration de l'effet retard [Deü, 1997].	102
3.6	Schéma des différents éléments inclus dans l'approche modulaire : Modèle élastoplastique endommageable, enrichi <i>en parallèle</i> par un modèle visco-élastique continu et en série par un modèle de Kelvin-Voigt	110
3.7	Résultats de l'identification, sur un point de Gauss, des paramètres de modèles visqueux discrets sur la plage de vitesses de déformation étudiée dans ces travaux a) 1 branche en parallèle et b) 5 branches en série	116
3.8	Résultat, sur un point de Gauss, de simulations de traction uniaxiale à différents taux de déformation, avec deux approches du modèle spectral	117
4.1	Interfaçage standard d'une loi de comportement	123
4.2	Comparaison des résultats de l'implémentation de l'Algorithme 4 sous Abaqus et Matlab, pour une sollicitation de traction à 45° dans le plan	133
4.3	Influence de la discrétisation sur la réponse viscoélastique du comportement	134
4.4	Résultats d'identification des paramètres du modèle spectral simple (en trait continu), pour différentes vitesses et pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres	135
4.5	Surfaces de réponse associées aux paramètres identifiés pour un spectre simple, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres	136
4.6	Résultats, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres, de l'identification des paramètres du modèle bispectral illustrant la prédiction des effets de vitesse sur a) le comportement viscoélastique et b) le module viscolélastique tangent instantané	137
4.7	Résultats, pour une sollicitation à 0° par rapport à l'orientation des fibres, de l'identification des paramètres du modèle bispectral illustrant la prédiction des effets de vitesse sur le comportement viscoélastique	138
4.8	Schéma illustrant la méthode de mesure du comportement irréversible et endommageable fondée sur a) un essai de traction cyclée en cisaillement, réalisé sur machine conventionnelle et appliqué à un matériau composite stratifié carbone/epoxy ([Ladeveze et Le Dantec, 1992]) et b) plusieurs essais de traction interrompue (bleu) et un essai de traction monotone (rouge), réalisés sur machine hydraulique et appliqué au matériau de l'étude	139
4.9	Illustration de la méthode d'identification réalisée à chaque vitesse. La première ligne correspond à une identification qui tient compte des mécanismes visqueux. La deuxième ligne correspond à une identification indépendante de la viscosité (le code couleur reprend celui du schéma Figure 4.8)	140

4.10	Résultats de l'identification du comportement non-linéaire endommageable découplé de la viscosité. Prédiction du modèle de a) plasticité à écrouissage non-linéaire et b) d'endommagement utilisant une loi exponentielle	140
4.11	Résultat de l'identification des paramètres du modèle (en continu) à différentes vitesses pour une sollicitation de traction monotone orientée à a) 45° et b) 0° par rapport à la direction des fibres	141
4.12	Prédiction du modèle global pour une sollicitation de traction cyclée orientée à 45° par rapport à la direction des fibres et une vitesse a) en régime quasi-statique et b) en régime dynamique	142
4.13	Géométrie et dimensions principales de l'éprouvette complexe utilisée pour la validation du modèle	143
4.14	Schéma des conditions limites numériques appliquées aux deux structures . .	144
4.15	Comparaison, à plusieurs instants du chargement, entre la mesure expérimentale du déplacement u_1^{exp} et l'approximation polynomiale utilisée comme condition limite lors des simulations sur structure simple pour un taux de déformation $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 0.005 \text{ s}^{-1}$	145
4.16	Réponse numérique de la structure simple sollicitée en traction uniaxiale monotone et zoom au sein de la zone de mesure expérimentale	146
4.17	Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale des champs cinématiques u_2 juste avant la rupture, lors d'un essais de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$	148
4.18	Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale des champs cinématiques u_1 juste avant la rupture, lors d'un essais de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$	148
4.19	Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale de la force lors de l'essai de validation jusqu'à rupture	149
4.20	Cartographies des champs numériques prédits par le modèle concernant l'état a) d'endommagement d_d et b) de contrainte locale σ_{12} juste avant rupture lors d'un essais de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$	149
A.1	Schéma des différents types d'éprouvettes expérimentales	157
B.1	Schémas illustrant le concept d'atténuateur d'ondes de choc a) en trois dimensions et b) à l'aide d'une vue en coupe (les flèches rouges représentent le trajet conceptuel des ondes en 2D)	159
B.2	Comparaisons numériques entre une configuration avec et sans atténuateur de a) la force mesurée et b) du profil de déformation mesuré en différents points de l'éprouvette au sein de zone hors-mors et à différents incréments de temps du chargement	160
B.3	Illustration de l'influence de l'atténuateur d'ondes sur le a) traitement FFT du signal de charge mesurés expérimentalement et b) sur les signaux de charge mesurés par la cellule piezoélectrique, pour un essais de traction réalisé à $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$	160
C.1	Dimensions de l'éprouvette de validation	161

Liste des tableaux

1	Synthèse des choix technologiques associés au projet de développement du renfort de porte en composite	2
1.1	Propriétés mécaniques de différents matériaux utilisés en tant que renforts fibreux dans les composite à matrice organique ([Matthews <i>et al.</i> , 2003])	11
1.2	Propriétés mécaniques de fibres de verre E et R, caractérisées sur un matériau composite (Verre _c) et sur fibre unitaire vierge (Verre _v) ([Berthereau et Dallies, 2008])	12
1.3	Propriétés mécaniques standards de différents matériaux utilisés en tant que matrices ([Matthews <i>et al.</i> , 2003])	14
1.4	Synthèse des différences majeures entre les matrices thermodurcissables (TD) et les matrices thermoplastiques (TP) ([Berreur <i>et al.</i> , 2002])	14
1.5	Intervalle de température pour lesquelles la T _g du PA 66 est atteinte, à des taux d'hygrométrie relative différents ([Brandrup <i>et al.</i> , 1999])	18
1.6	Dimensions (en mm) des géométries d'éprouvettes normalisées Type A	25
1.7	Protocole de polissage des éprouvettes Type A utilisées pour les essais <i>in situ</i>	26
1.8	Propriétés mécaniques macroscopiques dans la direction des fibres identifiées en traction monotone uniaxiale	29
1.9	Propriétés mécaniques macroscopiques identifiées dans la direction de cisaillement, dans le repère global et dans le repère local, à différentes vitesses	30
2.1	Dimensions des géométries d'éprouvette pour chaque orientation (en mm)	53
2.2	Comparaison des propriétés du comportement macroscopique entre les géométries Type A et Type B sollicitées à $v_t = 5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$	56
2.3	Propriétés macroscopiques en cisaillement identifiées pour les géométries d'éprouvettes Type A et Type C	60
2.4	Propriétés macroscopiques dans la direction des fibres pour les géométries de Type A et C	63
2.5	Paramètres d'acquisition de la corrélation d'images 2D pour la caractérisation du comportement en quasi-statique et dynamique	71
4.1	Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais pour un modèle spectral simple	136
4.2	Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais avec le modèle bi-spectral, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres	137
4.3	Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais avec le modèle bi-spectral, pour une sollicitation à 0° par rapport à l'orientation des fibres	138
4.4	Synthèse des paramètres identifiés expérimentalement et numériquement pour le matériau de l'étude	142

Lexique et conventions

Lexique

T_g	Température de transition vitreuse
CMO	Composite à matrice organique
DIC	Corrélation d'images
FFT	Fast Fourier Transform
MEB	Microscope électronique à balayage
S-DIC	Stéréo-corrélation d'images
UMAT	Routine de calcul d'une loi de comportement utilisateur introduite dans Abaqus

Conventions numériques

:	Produit doublement contracté
::	Produit quadruplement contracté
$\dot{\bullet} = d\bullet / dt$	Dérivée de \bullet par rapport au temps t
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tenseur de contraintes totales de Cauchy
$\underline{\underline{\sigma}}_s$	Partition statique du tenseur de contraintes totales
$\underline{\underline{\sigma}}_v$	Partition visqueuse du tenseur de contraintes totales
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	Tenseur des déformations totales
$\underline{\underline{\varepsilon}}_e$	Partition élastique réversible du tenseur des déformations totales
$\underline{\underline{\varepsilon}}_i$	Partition inélastique irréversible du tenseur des déformations totales
$\underline{\underline{A}}$	Matrice, i.e. tenseur d'ordre deux
\otimes	Produit tensoriel
$\partial\bullet / \partial x$	Dérivée partielle de \bullet par rapport à x
${}^n\mathbf{A}$	Tenseur d'ordre n
\mathbf{A}	Tenseur d'ordre 4
\mathbf{H}_v	Tenseur de raideur viscoélastique
\mathbf{H}	Matrice de Hooke i.e. tenseur de raideur élastique
\mathbf{H}_0	Matrice de Hooke initiale, pour un état vierge d'endommagement
\mathbf{S}_0	Matrice de souplesse initiale i.e. l'inverse de la matrice de Hooke initiale
\underline{A}	Vecteur, i.e. tenseur d'ordre un
A	Scalaire
e_d	Densité d'énergie de déformation
t	Temps courant

Conventions expérimentales

$\dot{\varepsilon}$	Taux de déformation nominale
γ	Déformation de cisaillement totale nominale expérimentale
γ^e	$\gamma^e = \gamma - \gamma^{irr}$

Lexique et conventions

γ^{irr}	Déformation de cisaillement résultante à la décharge
ν_{ij}	Coefficient de Poisson correspondant au rapport des rigidités entre les directions i et j ($\neq \nu_{ji}$)
σ	Contrainte nominale expérimentale
ε	Déformation nominale expérimentale
E_i	Module d'Young dans la direction i (généralement \underline{e}_i)
G_{ij}	Module de cisaillement dans les directions $i j$ ($= G_{ji}$)
K^l	Rigidité apparente suivant la direction des fibres
K^s	Rigidité apparente suivant les directions de faiblesse du matériau
v_t	Vitesse de traverse
{1,2,3}	Axes associés aux repère local du matériau
{x,y,z}	Axes associés aux repère global de sollicitation

Introduction générale

Les matériaux composites sont de plus en plus étudiés et utilisés dans les industries du transport en raison de leur excellent ratio résistance spécifique sur masse. L'industrie automobile, ciblant un public de particuliers, ne fait pas exception à la règle, et tend depuis une décennie à véritablement favoriser le développement et l'intégration de matériaux composites *ad hoc* au développement de pièces structurantes dans les véhicules de grande diffusion. Les enjeux associés à cette démarche d'innovation, en rupture avec les chaînes de conception et de fabrication actuelles, sont nombreux et complexes. La volonté de profiter au maximum du potentiel de ces matériaux doit nécessairement passer par la compréhension de l'aspect multiphysique de leur comportement et par la maîtrise de méthodes de conception optimisées pour le dimensionnement des structures. Ces deux aspects peuvent être ainsi considérés comme les points-clef de ce challenge technique et industriel. Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit s'inscrivent directement au sein de cette démarche, à travers le développement d'une application industrielle mettant en oeuvre l'utilisation d'un nouveau type de matériau composite.

En marge de l'aspect scientifique et du défi technique que représente l'introduction de nouveaux matériaux dans les véhicules, la problématique majeure du secteur automobile mondial, depuis quelques décennies, est intimement liée et définie par le contexte écologique planétaire, vis-à-vis duquel des solutions technologiques innovantes doivent être proposées par les industriels du secteur. La nécessité et la difficulté de lever rapidement certains verrous technologiques quant à la production à grande cadence de structures légères, s'explique en partie par l'obligation de respecter les réglementations environnementales aux normes de plus en plus strictes. La consommation des véhicules est ainsi considérée comme le paramètre dimensionnant à minimiser, car il est directement relié à l'émission gazeuse de CO₂. Bien que de multiples axes d'amélioration soient envisageables, comme par exemple, l'optimisation de l'aérodynamisme du véhicule ou la minimisation des pertes par frottement des différents systèmes mécaniques, l'allègement des structures reste l'axe d'amélioration le plus influant sur la consommation avec l'amélioration de la performance des chaînes de traction. C'est la raison pour laquelle les matériaux composites sont désormais pressentis pour différentes applications structurantes et semi-structurantes dans la conception des véhicules au sein du Groupe PSA (Figure 1).

Le projet industriel qui permet de définir le cadre d'application de ces travaux de thèse concerne le projet de re-conception d'un renfort de porte pour l'absorption de choc, dans le cas d'une sollicitation de crash automobile latéral. Le passage au composite dans la conception de cette pièce permet d'aboutir à une réduction de masse de 45% par rapport à la référence métallique. Cependant, les contraintes industrielles suivantes sont définies :

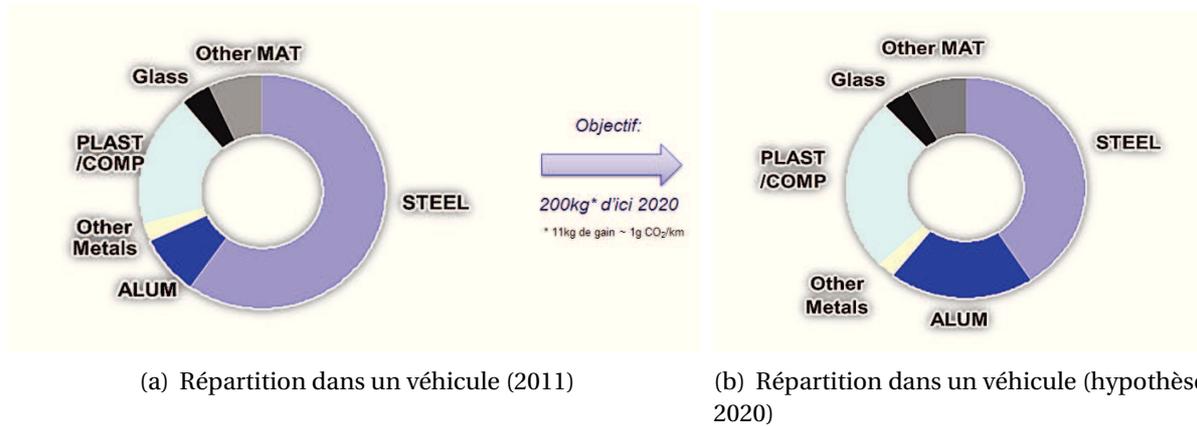


FIGURE 1 – Schéma illustrant la répartition moyenne des différents matériaux au sein d'un véhicule du Groupe PSA

- Aucune modification des procédés d'usine ne doit être réalisée, notamment concernant la localisation des points de soudure de raccordement et des cycles de cataphorèse.
- Aucune modification n'est envisageable concernant l'environnement de la portière et de l'habitacle.
- La garantie de l'intégrité de l'utilisateur et du véhicule en service doit être préservée.

Fort de ce contexte et des contraintes techniques intrinsèques au secteur automobile, le Tableau 1 permet d'illustrer la justification des choix technologiques réalisés pour la définition du matériau à utiliser dans le cadre du projet. Finalement, le choix du développe-

Contraintes techniques	Choix technologiques
Coût faible	Fibres de verre
Forme complexe	Fibres continues
Résistance à l'impact	Armure tissée
Cadencement	Thermoplastique
Cataphorèse	PA 66 (Température de fusion > 210°C)

TABEAU 1 – Synthèse des choix technologiques associés au projet de développement du renfort de porte en composite

ment d'un matériau composite entièrement dédié à l'application a été préféré. Le composite, constitué d'une matrice thermoplastique PA 66 renforcée par des fibres de verre continues tissées, permet de répondre aux exigences technologiques du constructeur. Les processus de validation des phases de conception et de fabrication réalisés conjointement avec le fournisseur de matière DuPont de Nemours, ont permis de figer et de retenir la solution technologique proposée dans la Figure 2.

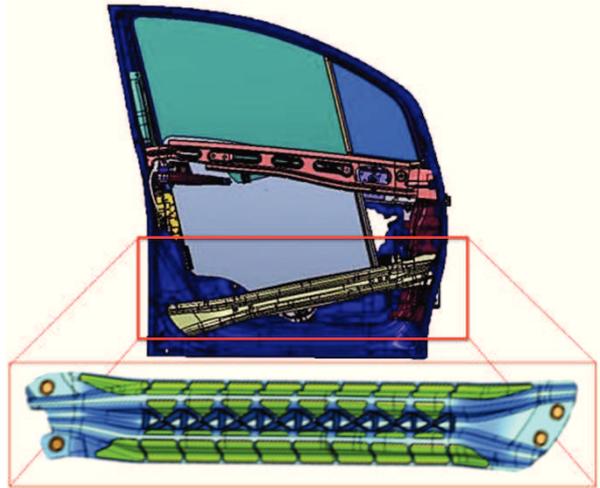


FIGURE 2 – Schéma illustrant le renfort de porte, en composite, au sein de l'environnement portière

Il résulte de la volonté d'intégrer les composites dans les structures automobiles la nécessité d'améliorer la prédictivité numérique des calculs de structures dans le Groupe PSA. Les stratégies de modélisation et de dimensionnement actuelles, notamment celles associées aux simulations de crash sur structures composites, sont fondées sur des lois empiriques qui ne tiennent pas compte de leurs mécanismes physiques et de la dépendance de certains phénomènes aux effets de l'environnement et à certaines sollicitations complexes. Dans le cas d'une structure soumise à un crash, cette dernière est en réalité soumise, en plus d'un état de sollicitations planes multiaxiales, à un fort gradient de vitesses de déformation réparti au sein de la structure. Actuellement et en guise de première approximation, l'extension d'une loi de comportement issue des matériaux métalliques permet de prendre en compte certains effets de vitesse dans la solution prédite. Néanmoins, en raison d'une phénoménologie inadaptée au matériau considéré, cette méthode de dimensionnement s'avère limitée dans sa capacité à prédire divers aspects spécifiques du comportement, tels que :

- Les mécanismes physiques qui contribuent au développement du comportement non-linéaire jusqu'à rupture ;
- Les effets de vitesses sur les phénomènes réversibles et irréversibles ;
- Le découplage des phénomènes dissipatifs dans la modélisation du comportement.

C'est dans cet esprit que ces travaux de thèse ont vocation à proposer une stratégie de modélisation qui tienne compte de la physique intrinsèque à ces matériaux et de l'influence notable que peut avoir la vitesse sur cette physique dans la simulation et la prédiction du comportement des structures sous sollicitations de crash.

Les travaux réalisés dans cette thèse doivent permettre de répondre aux deux points-clé du secteur industriel automobile préalablement évoqués. Ils se focalisent sur la compréhension et la modélisation des phénomènes physiques en présence au sein d'un composite tissé à matrice organique. L'objectif est de proposer une stratégie de modélisation numérique cohérente et justifiée par les mécanismes physiques observés expérimentalement. Elle doit en

outre être à même de prédire le comportement mécanique d'une structure qui présente des gradients de vitesses de déformation, comme c'est le cas lors d'une sollicitation typique de crash automobile.

Le premier chapitre présente les résultats issus d'une démarche expérimentale exploratoire réalisée dans la gamme des basses vitesses (dite quasi-statique), grâce à laquelle j'identifie et quantifie les mécanismes physiques du comportement, ainsi que l'influence des effets de vitesse sur leur cinétique.

Fort des premiers résultats, le deuxième chapitre propose d'investiguer plus précisément l'effet de la vitesse sur le comportement macroscopique. Je propose une procédure expérimentale de caractérisation mécanique fondée sur l'utilisation d'une géométrie d'éprouvette adaptée aux essais dynamiques et sur le développement d'un montage expérimental permettant l'interruption d'essais à grandes vitesses.

Dans le troisième chapitre, je propose une stratégie de modélisation fondée sur la hiérarchisation et la quantification des phénomènes physiques identifiés au cours des deux précédents chapitres. Dans l'esprit de fournir au Groupe PSA un modèle industriellement viable, il repose sur une vision *modulaire* des phénomènes à prédire et sur une approche *pragmatique* concernant leur interaction. Un point-clef concerne la prise en compte des phénomènes visqueux en parallèle d'un comportement de référence.

Le quatrième et dernier chapitre se focalise sur l'identification et la validation du modèle. Dans un premier temps, je décris les principes, notamment liés à la discrétisation itérative, d'implantation du modèle proposé dans un code de calcul industriel. Dans un second temps, je définis et propose une stratégie d'identification de l'ensemble des paramètres du modèle. Dans un dernier temps, la réalisation de calculs de structure permet de valider et critiquer la démarche et l'approche numérique proposée.

Ce manuscrit s'achève sur les conclusions et les perspectives associées à ces travaux.

Contexte et problématiques de l'étude

CHAPITRE 1

Ce chapitre permet d'introduire les principales notions associées à l'étude du comportement mécanique des matériaux composites. Les mécanismes physiques de déformation sont décrits aux différentes échelles d'observation et une campagne expérimentale exploratoire en quasi-statique est réalisée.

Sommaire

1.1 État de l'art sur les matériaux composites	9
1.1.1 Présentation du matériau de l'étude	9
1.1.2 Choix des échelles de travail	10
1.1.3 Échelle des constituants élémentaires	11
1.1.4 L'échelle du pli tissé 2D	18
1.1.5 Le comportement macroscopique des composites tissés	22
1.1.6 Bilan	23
1.2 Analyse mécanique du comportement en quasi-statique	24
1.2.1 Environnement expérimental	24
1.2.2 Comportement mécanique à vitesses lentes	27
1.2.3 Mécanisme de dégradation : observation et premières quantifications	32
1.3 Conclusions	37

Ces travaux de thèse se focalisent sur la qualification et la modélisation des phénomènes physiques associés au comportement mécanique d'un matériau composite. L'originalité du matériau composite étudié dans ces travaux réside dans le choix et l'association des deux constituants utilisés. Comme illustré dans la suite, l'utilisation d'une résine thermoplastique renforcée d'une armure structurale tissée engendre un comportement mécanique multi-physique complexe. De fait, il apparaît nécessaire de comprendre et modéliser le comportement de cette nouvelle nuance de matériau composite.

1.1 État de l'art sur les matériaux composites

1.1.1 Présentation du matériau de l'étude

Le matériau étudié dans ces travaux est fourni exclusivement par Dupont de Nemours sous la dénomination commerciale suivante : "Vizilon™ SB63G1-T1.5-S3". Le Vizilon est constitué d'une matrice thermoplastique aliphatique polyamide 66 renforcée par des fibres de verre continues et tissées. Le matériau à sa livraison se présente sous la forme de plaques minces dont les dimensions, définies par le fournisseur, sont 1200 mm × 600 mm × 1.5 mm. Trois plis tissés orthogonaux sont superposés suivant la direction hors-plan pour cette configuration d'épaisseur.

L'architecture de tissage reprend un motif d'armure sergé 2 × 2 (voir Section 1.1.4.A Figure 1.6(b)) avec une proportion de renforts fibreux supposée identique dans les orientations chaîne et trame¹. La masse surfacique évaluée par le fournisseur est de 600 g.m⁻², pour une masse volumique de 1780 kg.m⁻³. La fraction volumique de fibres de verre peut être obtenue à l'aide d'une méthode de calcination, par pyrolyse de la matrice thermoplastique. Le procédé de pyrolyse à 600 °C pendant 20 min a été réalisé à trois reprises sur trois échantillons carrés, ayant comme surface 100 mm² et prélevés à des endroits différents de la plaque. Le calcul du différentiel de masse a ainsi permis d'évaluer un taux volumique de fibre moyen de 46%. Enfin, la fraction massique de fibres est renseignée par le fournisseur et est évaluée à 63%.

Le Volume Élémentaire Représentatif (VER) théorique du matériau est défini comme étant un volume répétable de taille supérieure à celle des constituants et inférieure à celles des plaques et de la structure industrielle. Il a été mesuré par microscopie optique à faible grossissement. En considérant un motif de tissage complet, les dimensions du VER théorique définies pour l'ensemble des travaux présentés sont 15(±1) × 15(±1) × 1.5 (±0.10) mm³. Comme nous le verrons dans la suite, la taille d'un VER doit être évaluée et choisie avec précaution, car elle peut influencer directement sur le dimensionnement des éprouvettes, et donc sur la représentativité du comportement caractérisé ([Geers *et al.*, 2010]). De manière générale, que cela soit en comparaison avec les matériaux composites du secteur aéronautique ou même avec ceux du secteur automobile, nous noterons ici que ce VER de taille importante reste peu courant.

1. L'utilisation de matériaux tissés engendre l'utilisation du champs lexical des métiers du textile. Les fibres orientées dans la direction de la chaîne correspondent aux *files* toujours orientés suivant la longueur du tissu (dans notre cas, suivant la longueur de la plaque du matériau) et les fibres de trame correspondent aux *duites* toujours orientés suivant la largeur du tissu. Ces deux orientations constituent l'armure textile. À proportion de fils et de duites identique, le tissu est dit équilibré.

1.1.2 Choix des échelles de travail

L'hétérogénéité du matériau étudié introduit les notions de structure multi-échelle et d'échelle d'observation, communément appelée échelle de travail (voir Figure 1.1). Il est possible de distinguer trois échelles majeures dans l'étude des matériaux composites, et nous justifierons, dans la suite, notre choix d'échelle de travail. La plus petite échelle, ou échelle microscopique, considère le mélange de constituants fibre/matrice (Figure 3.7(a)). Les dimensions caractéristiques associées à cette échelle sont de l'ordre du μm . A cette échelle, les mécanismes d'intérêts et observables sont majoritairement reliés à la création de porosités matricielles et à la croissance de vides interstitielles entre les fibres et la matrice, menant une microfissuration matricielle diffuse. En outre, l'apparition et le développement de ces mécanismes sont fortement influencés par l'arrangement microstructural du volume considéré et par la variabilité du diamètre des inclusions fibreuses. L'échelle intermédiaire, nommée

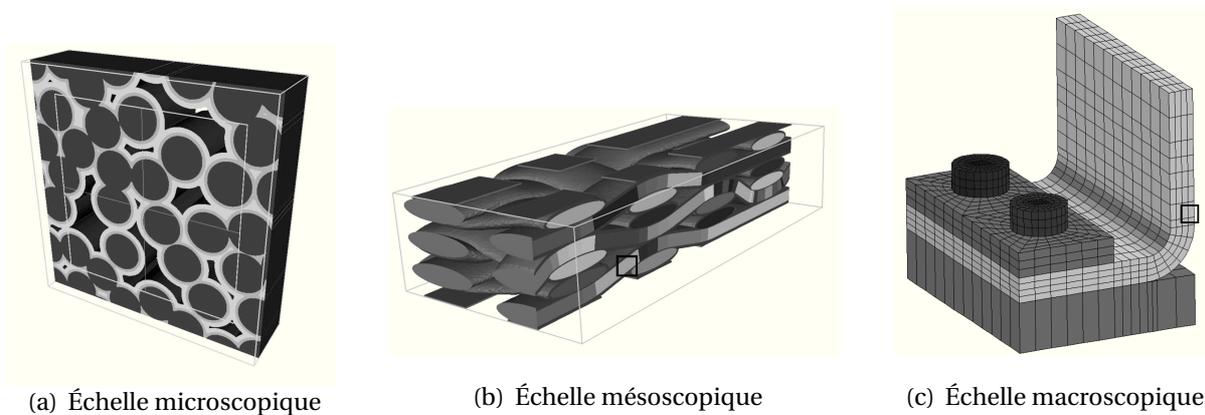


FIGURE 1.1 – Schéma illustrant les différentes échelles d'observation pour un matériau composite ([Couegnat, 2008])

échelle mésoscopique dans la Figure 3.7(b), réfère à l'étude d'un pli dont la dimension caractéristique est de l'ordre du millimètre. Cette échelle permet d'étudier le comportement du matériau à travers la réponse mécanique d'un arrangement de torons² de fibres, répartis de manière ordonnée ou non au sein de la matrice. A cette échelle, les mécanismes physiques menant à la rupture du pli sont liés au développement de la fissuration matricielle au sein des torons, au mécanisme de décohésion entre les torons, nommé délaminage ainsi qu'à la rupture des fibres. Enfin, la dernière échelle est macroscopique (Figure 1.1(c)) et se concentre sur l'étude de la structure en composite, dont les dimensions caractéristiques peuvent varier du centimètre au mètre. Cette échelle permet d'observer l'effet des mécanismes irréversibles sur la déformation de la structure, ainsi que sa ruine totale. Celle-ci est atteinte lors de la rupture des torons essentiellement.

Dans l'esprit d'une modélisation nécessaire et suffisante à la prédiction du comportement du matériau, le choix de l'échelle de travail se portera sur les échelles méso et macro-

2. Un toron est défini comme un regroupement compact de renforts fibreux répartis dans la matrice. Les torons sont généralement observés sous la forme d'ellipses, à cause de la compression du tissage lors du procédé de fabrication. Les torons peuvent présenter une architecture uniaxiale, c'est à dire des fibres orientées toutes suivant le même axe. Certains matériaux composites utilisés dans le bâtiment présentent des torons torsadés. Au sein du matériau composite, ces régions à fraction volumique de fibres très élevée peuvent cependant présenter localement des micro-porosités dans les zones interstitielles.

pique. La première permettra, dans un premier temps, d'appréhender expérimentalement les différents mécanismes internes en présence. Dans un second temps elle permettra de justifier la représentation numérique et la pondération de ces mécanismes. Tel qu'il est défini dans les objectifs industriels de cette thèse, le choix de l'échelle macroscopique est lié à l'analyse et la modélisation de la réponse mécanique globale du matériau composite étudié. À cette échelle, les courbes de réponse macroscopique ainsi que les mesures de champs cinématiques constitueront la base de données utilisées pour l'identification des paramètres du modèle et pour l'évaluation des limites de son domaine de validité.

La pertinence du choix des échelles de travail sera précisée dans la suite du manuscrit et nous tenterons le plus possible de faire dialoguer ces deux échelles, tant dans l'interprétation des résultats expérimentaux, que dans la mise en place du modèle numérique.

Les trois prochaines sections se focalisent donc sur une description générale des différentes échelles. On y réalise une analyse préliminaire des phénomènes et mécanismes pouvant être observés dans les matériaux composites à matrice organique.

1.1.3 Échelle des constituants élémentaires

1.1.3.A Les fibres de verre

Le Tableau 1.1 présente un panel non-exhaustif des différentes natures de renforts fibreux pouvant être utilisés dans l'industrie ainsi que les ordres de grandeurs associés à quelques propriétés mécaniques. Les fibres de verre utilisées dans la fabrication des com-

Types de fibres	Densité (Mg/m ³) ρ	Module d'Young (GPa) E_f	Contrainte ultime MPa σ_u	Déformation ultime (%)
Verre E	2.54	70	2200	3.1
Aramide (Kevlar 49)	1.45	130	2900	2.5
SiC (Nicalon)	2.60	250	2200	0.9
Alumine	3.90	380	1400	0.4
Bore	2.65	420	3500	0.8
Polyéthylène (S1000)	0.97	172	2960	1.7
Carbone (HR)	1.86	380	2700	0.7

TABLEAU 1.1 – Propriétés mécaniques de différents matériaux utilisés en tant que renforts fibreux dans les composite à matrice organique ([Matthews et al., 2003])

posites industriels figurent parmi les plus courants ([Li et Watson, 2016]). Le verre présente l'avantage d'avoir un ratio coût/matière peu élevé (≈ 1 euro/kg), comparativement au carbone ou SiC (≥ 15 euros/kg). C'est l'une des raisons pour lesquelles l'industrie automobile considère que leur utilisation offre un compromis en termes de coûts et de performance. L'utilisation du verre sous forme de fibres permet de respecter les critères de comportement qu'un renfort doit être à même d'apporter. Les fibres de verre présentent en effet un rapport résistance/masse intéressant, une bonne tenue aux hautes températures, ainsi qu'une

bonne compatibilité avec certains polymères. Par ailleurs, l'appartenance du verre à la classe des matériaux inorganiques induit une microstructure cristalline qui confère au matériau une certaine rigidité. Enfin, les fibres de verre présentent un comportement macroscopique élastique linéaire jusqu'à rupture.

En outre, les différentes compositions chimiques des fibres de verre permettent de s'adapter aux divers besoins industriels qu'il est possible de satisfaire. Ainsi, les fibres de verre-R, dites à haute-performance, utilisées dans les secteurs de la défense et de l'aérospatiale, seront constituées quasi-exclusivement et à part égale de silice et d'alumine. Tandis que les fibres de verre-E, les plus courantes, révèlent une constitution chimique plus variée incluant, au delà d'une grande proportion de silice, des composants tels que la magnésie, la chaux et divers oxydes (bore, potassium, zirconium, etc).

Des résultats de campagnes expérimentales exhaustives sur le comportement unitaire d'une fibres de verre vierges ne sont pas très répandus dans la littérature. Le comportement d'une fibre est donc souvent déduit du comportement d'un matériau composite dont les fibres sont orientées de manière unidirectionnelle ([Kawabata, 1996]). En regard de l'important facteur de forme et du caractère fragile du comportement des fibres, la réalisation d'essais de traction sur fibre unitaire est complexe et elle requiert la maîtrise de l'application des conditions limites de chargement et des techniques de mesure pertinentes. Par ailleurs, un grand nombre d'essais (≥ 100 essais) est requis dès lors que l'on souhaite prendre en compte les effets de dispersion matérielle et les effets de volume. Enfin, la mesure par contact de grandeurs observables telles que la déformation peut rapidement s'avérer litigieuse, des précautions concernant la mesure et l'influence de l'extensométrie doivent donc être considérées ([Wollbrett-Blitz, 2015]). Le Tableau 1.2 présente les propriétés méca-

	Verre E_v	Verre R_v	Verre E_c	Verre R_c
Contrainte à rupture en traction (MPa)	3200–3400	4400	2400–2600	3000–3600
Allongement à la rupture en traction (%)	72–73	86	3	4
Module d'élasticité (GPa)	4.6–4.8	5.2	–	–

TABLEAU 1.2 – Propriétés mécaniques de fibres de verre E et R, caractérisées sur un matériau composite (Verre_c) et sur fibre unitaire vierge (Verre_v) ([Berthereau et Dallies, 2008])

niques associées au comportement de fibres de verre E et R, caractérisées sur un matériau composite et sur fibre unitaire vierge. On remarque une chute des propriétés mécaniques lorsque le renfort fibreux est noyé dans une matrice organique, ce qui confirme qu'il faut être prudent dans l'utilisation de ce type de grandeurs pour les calculs du comportement.

L'analyse de l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement de fibres de verre a également été récemment illustré dans les travaux de ([Arao et al., 2012]). Les auteurs observent une augmentation des propriétés à rupture en traction, entre les vitesses de déformation nominales de $\dot{\epsilon} = 8.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 250 \text{ s}^{-1}$. Ces derniers proposent d'ailleurs de considérer un taux de croissance de fissuration établi analytiquement, qui permettrait de

prédire la dépendance à la vitesse de la contrainte ultime.

Enfin et selon les applications industrielles, il peut être nécessaire de considérer l'influence des conditions environnementales sur le comportement des fibres de verre. En effet et généralement au delà d'une température de 200°C, les premières pertes de performance apparaissent dans les fibres de verre ([Korwin-Edson *et al.*, 2012]). Plus particulièrement, la Figure 1.2 permet d'illustrer que l'augmentation de la température sur une large plage allant

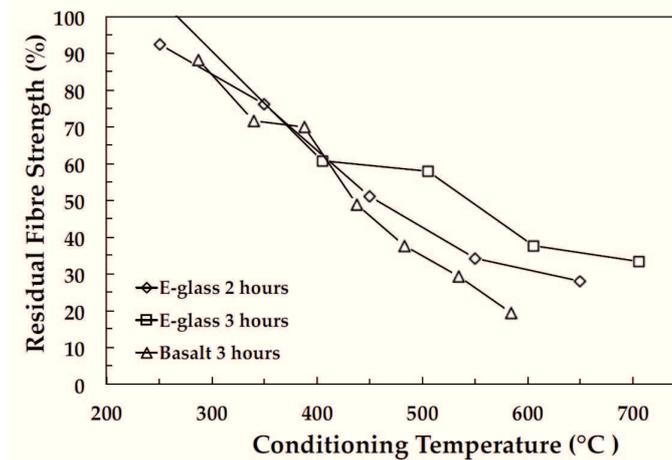


FIGURE 1.2 – Résultats d'essais illustrant la tenue résiduelle de fibres de verre et de basalte après un vieillissement théorique en température ([Lund et Yue, 2010, Feih *et al.*, 2011])

de $T = 250$ à 700°C peut faire chuter les performances mécaniques de la fibre jusqu'à 70% de leurs valeurs initiales. Cette perte significative de résistance avec l'augmentation de la température de vieillissement peut d'ailleurs devenir rédhibitoire pour l'utilisation de fibres de verre recyclées et constitue un axe de recherche d'actualité ([Thomason *et al.*, 2016]). Par ailleurs l'impact de l'hygrométrie relative ambiante peut également impacter le comportement des fibres de verre seule ([Orowan, 1949, Martin *et al.*, 1978]). Il est admis que l'augmentation de l'humidité tend généralement à nuire aux propriétés mécaniques du comportement des fibres de verre. Le mécanisme responsable de la croissance lente des fissures dans le verre étant régi par une réaction chimique entre les liaisons Si_2O et l'eau ([R'Mili *et al.*, 2011]). Néanmoins, ces effets environnementaux sont négligés dans la suite pour les fibres de verre au sein du composite. Comme nous le montrerons, les échelles de travail choisies ainsi que les conditions environnementales des travaux présentés nous permettront de justifier que leur influence majeure porte sur le comportement de la résine.

1.1.3.B La matrice : un polymère semi-cristallin

Les matrices organiques utilisées dans le cadre de la fabrication de matériaux composites industriels ont pour rôle premier, au sens de la mécanique, d'assurer le transfert des charges entre fibres lors d'une sollicitation. Le Tableau 1.3 présente un panel non exhaustif de différentes matrices organiques utilisées dans l'industrie, ainsi que les propriétés mécaniques associées.

Il existe trois grandes classes de matrices utilisées dans l'industrie : les thermodurcissables, les thermoplastiques et les élastomères. Si les matrices thermoplastiques et thermodurcissables sont majoritairement utilisées dans la réalisation des matériaux composites

	Epoxy	Nylon (6.6)	Polycarbonate	Polyester
Densité (M/g ³)	1.1–1.4	1.1	1.1–1.2	1.1–1.5
Module d'Young (GPa)	2.1–6.0	1.4–2.8	2.2–2.4	1.3–4.5
Contrainte ultime (MPa)	35–90	60–70	45–70	45–85
Ductilité (%)	–	30–100	90–110	–
Dilatation thermique (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	55–110	90	–	100–200
Température de transition vitreuse (°C)	120–190	40–70	150	100–200
Température de fusion (°C)	120–190	260	–	–

TABLEAU 1.3 – *Propriétés mécaniques standards de différents matériaux utilisés en tant que matrices ([Matthews et al., 2003])*

de structures, les élastomères, au comportement majoritairement réversible, sont tout de même fortement présents dans le cadre d'applications de renforcement des pneus automobiles ([Matthews et al., 2003]). Industriellement et outre les aspects relatifs à leurs chimies, les différences entre matrices thermodurcissables et thermoplastiques peuvent se résumer en quelques points (voir Tableau 1.4). Ce qui permet de mettre en évidence que le choix d'une matrice thermoplastique pour une application automobile est pertinent, notamment du point de vue des temps de fabrication et de la recyclabilité. Dans ces travaux nous nous

	Matrice TD	Matrice TP
État de base	Liquide visqueux à polymériser	Solide prêt à l'emploi
Stockage	Réduit	Illimité
Mouillabilité des renforts	Aisé	Difficile
Moulage	Chauffage continu	Chauffage + refroidissement
Cycle	Long (polymérisation)	Court
Tenue au choc	Limité	Assez bonne
Tenue thermique	Bonne	Moyenne
Chutes et déchets	Perdus ou utilisés en charges	Recyclables
Conditions de travail	Émanations de solvants	Propreté

TABLEAU 1.4 – *Synthèse des différences majeures entre les matrices thermodurcissables (TD) et les matrices thermoplastiques (TP) ([Berreur et al., 2002])*

focaliserons sur la compréhension du comportement des matrices thermoplastiques et plus particulièrement du comportement du Polyamide 66.

Le polyamide 66 fait partie de la famille des polymères. Les polymères sont des structures macromoléculaires, obtenues par l'enchaînement de multiples monomères³. Liés

3. Les monomères peuvent être définis comme étant des molécules, de par le regroupement de plusieurs atomes autour d'un atome de carbone ou de silicium par exemple. Ils constituent l'unité structurale moléculaire de référence.

entre eux par des liaisons covalentes, ils permettent d'aboutir à la synthèse de la macromolécule après la phase de polymérisation⁴ en elle-même. La succession des étapes de synthèse des intermédiaires monomères et de polymérisation, résulte dans la polycondensation⁵ d'une diamine et d'un diacide, menant au polyamide 66 ou poly(hexaméthylène adipamide) ([Marcellan, 2003]).

La catégorie des polymères à laquelle appartient le polyamide 66 est celle des polymères linéaires semi-cristallins, qui se caractérisent par une microstructure biphasée – une phase amorphe et une phase cristalline – qui mène à l'existence de mécanismes de déformation complexes et sensibles à de nombreuses physiques. La phase amorphe se caractérise par la formation de chaînes linéaires constituées de groupements carbonyles CO et NH, reliés par des liaisons covalentes de manière désordonnée⁶. La phase cristalline, quant à elle, résulte de la particularité des polyamides à pouvoir former, sous certaines conditions thermodynamiques, des arrangements tridimensionnels ordonnés et périodiques (Figure 1.3(a)). C'est le cas lorsque, localement, les chaînes carbonyles se replient et s'orientent parallèlement, grâce aux forces intermoléculaires présentes dans les liaisons de Van der Waals ou les ponts hydrogènes ([Keller et Maradudin, 1957]) (Figure 1.3(b)). Les études concernant la représen-

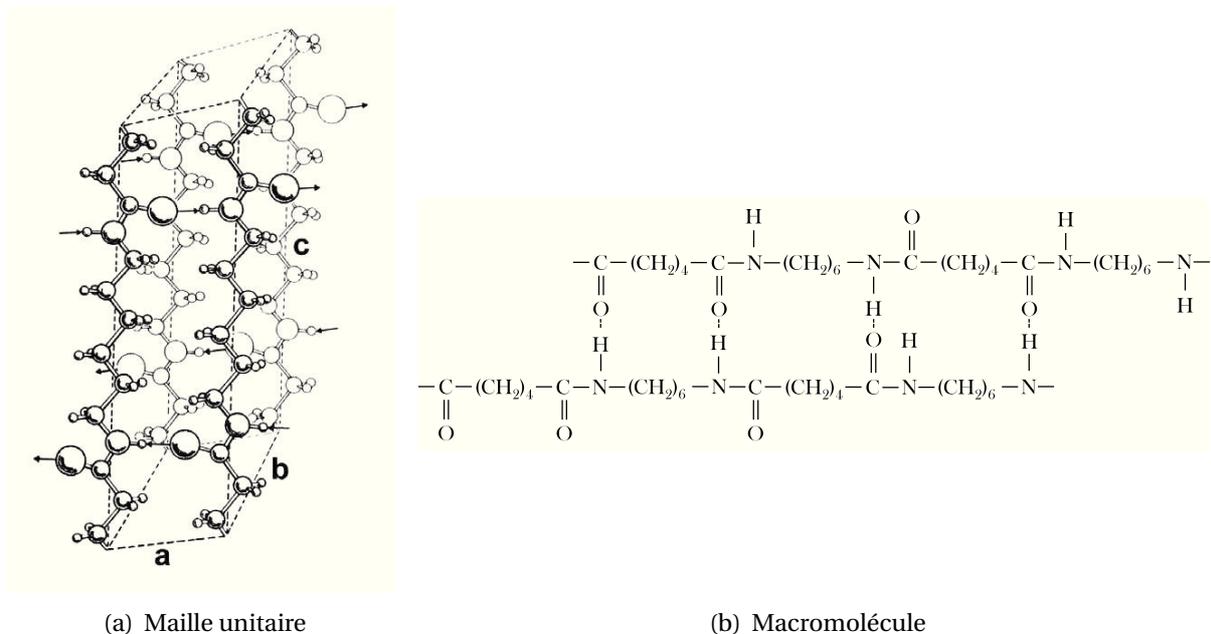


FIGURE 1.3 – Représentation de la structure du PA 66, pour un polymorphisme α a) En perspective, (les flèches illustrent les liaisons hydrogène, ($a = 4,9 \text{ \AA}$, $b = 5,4 \text{ \AA}$, $c = 17,2 \text{ \AA}$))([Melvin, 1973]); b) sous sa formulation chimique 2D

tation de la phase cristalline des semi-cristallins sont nombreuses. Elles consistent, dans les débuts, à déterminer la maille de répétition, prouvant ainsi l'existence d'une conformation

4. La polymérisation correspond à une réaction chimique conduisant à la solidification de la résine. Celle-ci étant donc dépendante de la température et du temps. La particularité associée aux résines thermoplastiques réside dans le fait que la solidification par polymérisation peut être réversible.

5. De manière à faire croître la viscosité du polymère, la polycondensation consiste à "éliminer" les petites molécules – dites légères – telles que l'eau principalement, et le chlorure d'hydrogène, l'ammoniac.

6. Aléatoires et sans encombrement stérique, ce qui lui confère son importante flexibilité.

en zigzag planaire (voir Figure 1.3(a)), pour ensuite étudier les principaux polymorphismes⁷ de la macromolécule ([Marcellan, 2003]).

Une des contributions majeures à la compréhension et à la modélisation de l'assemblage structural des semi-cristallins aboutit à proposer la vision d'un assemblage de régions denses en cristallites⁸, liées entre elles et en parallèle, à des régions amorphes isotropes et orientées (voir Figure 1.4(a)). À cette échelle d'observation, les mécanismes de déformation et de dégradation des semi-cristallins sont nombreux et complexes. Nous n'en ferons pas le détail. Le lecteur pourra cependant se reporter au panel de références non-exhaustif suivant : [Bowden et Young, 1974, Lin et Argon, 1994, Fond et G'sell, 2002, Belayachi, 2006, Mourglia Seignobos, 2009, Jegou, 2012]. La Figure 1.4(b) illustre les principales étapes menant à la rupture des macromolécules sollicitées en traction. L'allongement que provoque la sollicitation mécanique induit une augmentation des distances entre les lamelles cristallines, provoquant la décohérence de certaines liaisons faibles de la zone amorphe, jusqu'à rompre localement certaines liaisons dans les lamelles cristallines et entraîner la rupture totale de la phase amorphe.

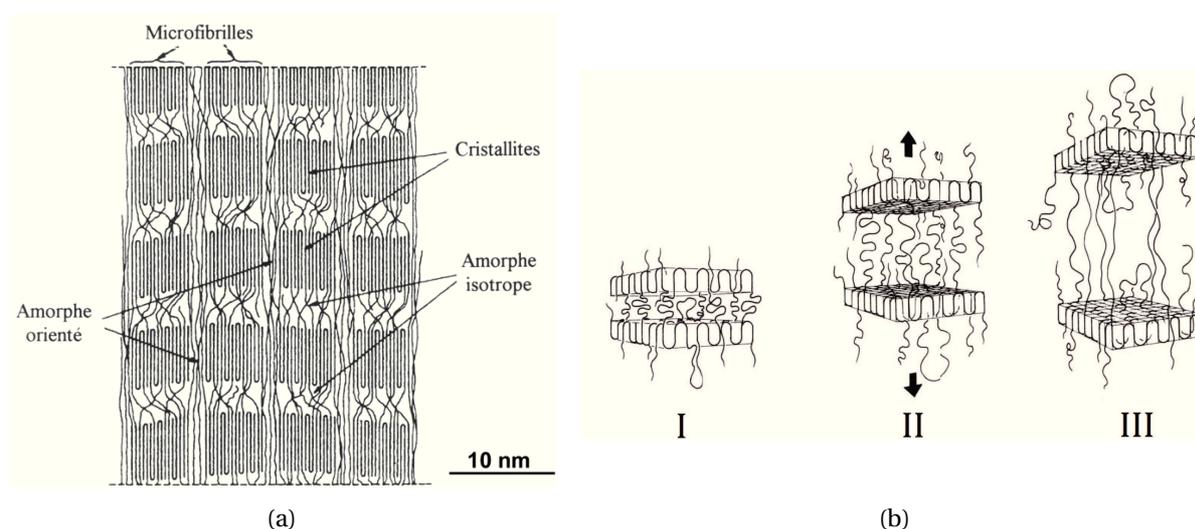


FIGURE 1.4 – Schématisation de a) l'arrangement microstructural du nylon 6 (modèle de [Prevorsek et al., 1973]), b) de la séquence liée à la déformation des semi-cristallins jusqu'à rupture ([Lustiger et Markham, 1983]) (état non sollicité (I), séparation lamellaire (II), rupture de la molécule (III))

Généralités sur le comportement du PA 66 Le comportement du polyamide 66 soumis à une sollicitation de traction présente trois phases majeures et distinctes. Une phase où le comportement est linéaire (élastique, réversible et visqueux), une phase plastique, et enfin une phase où la microstructure se réoriente dans l'axe de sollicitation, rigidifiant ainsi

7. En chimie, un polymorphisme est la faculté que possède une substance de cristalliser dans des structures différentes selon les conditions ambiantes. Pour le PA 66, il existe trois polymorphismes majeurs : α , β , γ ([Bunn et Garner, 1947, Colclough et Baker, 1978, Starkweather et al., 1984]). Les distances ainsi que les angles entre les différentes chaînes de la macromolécule permettent de les différencier.

8. Les cristallites sont issues des divers regroupements possibles lors du repliement des chaînes macromoléculaires.

son comportement dans les instants précédant la rupture. Sous environnement ambiant ($T = 25\text{ °C}$, 50% d'humidité relative) son comportement est isotrope et présente un large domaine ductile. Enfin et tel que l'illustre la Figure 1.5, le comportement du PA 66 est sensible à de nombreuses physiques. L'augmentation du taux d'hygrométrie et de la température ambiants auront tendance à faire chuter les propriétés mécaniques, tandis que l'augmentation du taux de déformation appliqué lors d'une sollicitation rigidifiera son comportement.

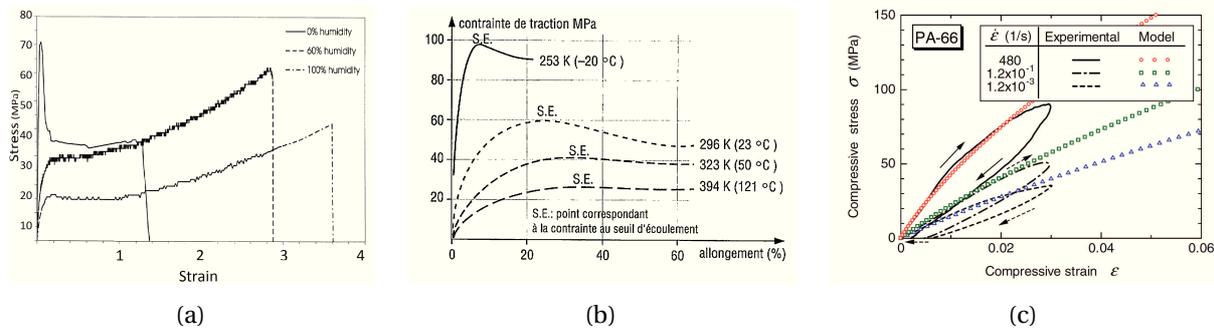


FIGURE 1.5 – Courbes de réponse illustrant la dépendance du comportement du polyamide 66 à a) l'humidité relative ([Ferreiro et al., 1999]), b) la température ([Trotignon et al., 1996]) et c) la vitesse de déformation nominale ([Nakai et Yokoayama, 2012])

- Dépendance à l'humidité :** Les semi cristallins et plus particulièrement les polymères PA 6 et PA 66 figurent parmi les polymères les plus hydrophiles ([Guérin, 1994]). Pour résumer, les réseaux inter-chaînes symbolisés par les ponts hydrogène de la phase amorphe correspondent aux sites d'interaction entre les molécules d'eau et la macromolécule PA 66 ([Puffr et Lebenda, 1967]). Dans les premiers instants du processus d'absorption, les molécules d'eau permettent de créer des interactions hydrogène avec les groupes carbonyles⁹. Suite à la saturation de ces sites, l'eau crée des liaisons de plus faible énergie entre les groupement CO et NH, pour finalement former des agrégats et amener le PA 66 à être complètement saturé¹⁰.
- Dépendance à la température :** À cette échelle, la température agit sur la phase amorphe des semi-cristallins en modifiant la distance et les interactions entre les chaînes cristallines. Les phénomènes caractéristiques de perte de rigidité et d'augmentation de la ductilité à température élevée trouvent leurs origines dans l'existence d'une *température de transition vitreuse* T_g . Ce paramètre physique, intrinsèque aux phases amorphes, permet d'identifier la température à laquelle le matériau opère une modification de sa cinétique, passant ainsi d'un état figé hors équilibre thermodynamique (état vitreux) à un état fluide (état caoutchoutique). En outre, le niveau de saturation en eau a un effet non négligeable sur la valeur de la T_g identifiée (Tableau 1.5). Pour le taux d'humidité relative RH 50%, nous constatons d'ailleurs qu'elle se situe autour de la température ambiante.

9. Deux liaisons hydrogène sont créées avec deux groupements carbonyles adjacents par l'intermédiaire des doublets libres des atomes d'oxygène.

10. Le gonflement de l'eau à l'intérieur de la macromolécule cause la rupture des ponts hydrogène, ce qui affaiblit la phase amorphe et modifie le comportement du PA 66.

- **Dépendance à la vitesse** : La sensibilité à la vitesse de sollicitation du PA 66 vierge, en traction ([Regrain *et al.*, 2009]) ou en compression ([Nakai et Yokoayama, 2012]), trouve également son origine dans les mécanismes de déformation de la phase amorphe. La modification de la cinétique des chaînes, thermiquement activée au passage de la T_g , est source d'augmentation des phénomènes de dissipation visqueuse ([Launay *et al.*, 2010]). Ainsi, lorsque la phase amorphe est sollicitée à différentes vitesses, la modification de la cinétique est cette fois mécaniquement activée, et mène au même phénomène.

Niveau d'humidité	RH \approx 0%	RH 50%	RH 100%
Température T_g (en °C)	46 – 66	16 – 35	-37 – -15

TABLEAU 1.5 – Intervalles de température pour lesquelles la T_g du PA 66 est atteinte, à des taux d'hygrométrie relative différents ([Brandrup *et al.*, 1999])

Notons pour finir que la comparaison du comportement de la matrice vierge avec celui de la matrice intégrée au composite reste délicate. L'échelle supérieure reste pertinente pour étudier le comportement du composite pour les raisons suivantes :

- L'état de contraintes résiduelles multiaxiales¹¹ du matériau composite est différent de l'état de contrainte du PA 66 vierge, à cause de la dilatation différentielle des différentes phases dues aux cycles de cuisson.
- Le taux de cristallinité du composite est différent de celui du PA 66 vierge ([Launay *et al.*, 2010]).
- L'hétérogénéité induite par le grand contraste des propriétés mécaniques entre la fibre et la matrice.

C'est pourquoi cette échelle de travail, pertinente du point de vue de la compréhension du comportement respectif à chacun des constituants, n'est pas retenue dans ces travaux de thèse qui visent à comprendre le comportement du composite.

1.1.4 L'échelle du pli tissé 2D

Cette partie se focalise sur la compréhension des mécanismes observables au sein de la mésostructure d'un composite à matrice organique renforcée par un tissu 2D. Nous verrons cependant que la plupart des composites industriels à renforts continus unidirectionnels ou tissés 2D/3D possèdent de nombreux points communs quant à leurs mécanismes de déformation et de dégradation.

1.1.4.A Architecture et mésostructure

Cette échelle est intermédiaire entre celle des constituants élémentaires et celle de la structure. Elle présente une mésostructure sous la forme de torons, et d'un mélange de fibres

11. Le matériau composite est une structure sous contraintes résiduelles. Cet état provient majoritairement des divers cycles et procédés de cuisson lors de la fabrication du matériau.

et de matrice. Ce mélange est considéré homogène. Les torons de fibres sont entrelacés suivant deux orientations orthogonales (chaîne et trame), puis compressés de manière à les rendre compacts et à supprimer les zones interstitielles pauvres en renfort (Figure 1.6(a)).

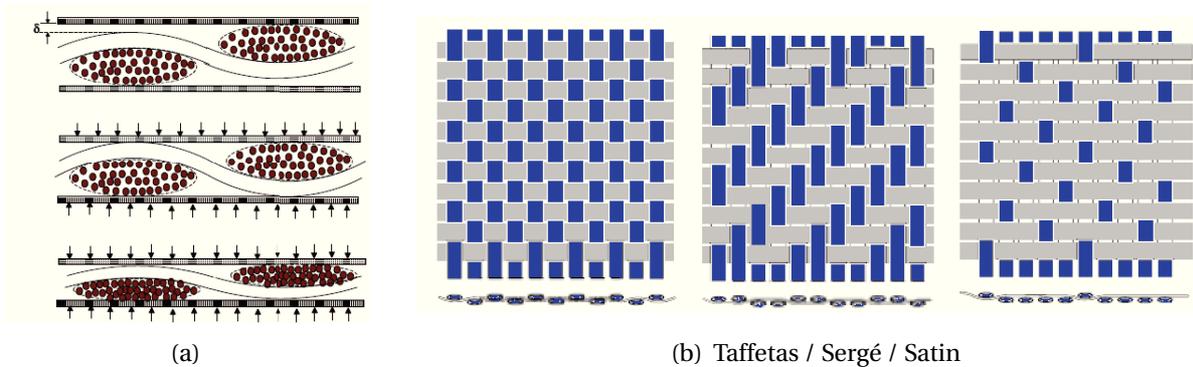


FIGURE 1.6 – a) Schémas des étapes de compaction d'un pli tissé et b) de plusieurs armures tissées

La séquence périodique d'entrelacement des torons des deux orientations se nomme *motif de tissage* et constitue, par répétition, l'armure tissée. La différence entre les différentes armures tissées réside uniquement¹² dans la séquence d'entrelacement des torons entre eux (Figure 1.6(b)). Néanmoins, cette architecture du tissu aura un impact sur la capacité de la matrice à se déformer. Du fait de la courte périodicité des enchevêtrements d'une armure taffetas, la matrice se retrouve dans un état fortement confiné et contraint. L'architecture sergé, est quant à elle, considérée plus souple, laissant davantage la possibilité à la matrice d'interagir dans la cinétique de déformation du tissu. Enfin, l'architecture satin privilégie le comportement de la matrice et assure une grande déformabilité.

Finalement, les composites tissés 2D se présentent le plus généralement sous la forme d'une stratification constituée de plusieurs plis. Par compaction, les plis se positionnent de manière plus ou moins aléatoire¹³ dans l'épaisseur de la plaque (voir Figure 1.7).

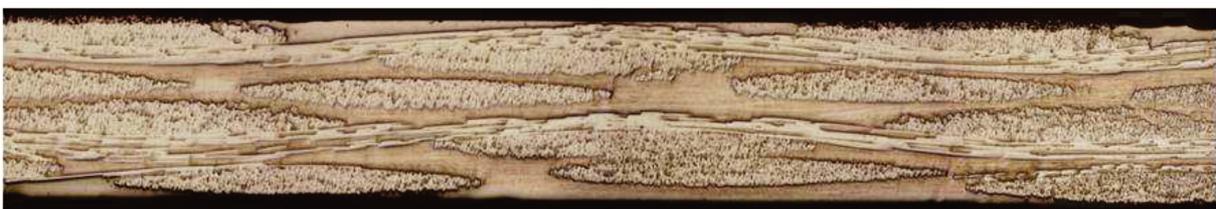


FIGURE 1.7 – Observation de l'arrangement microstructural dans un composite tissé à matrice organique ([Couegnat, 2008])

À cette échelle, les sources d'hétérogénéité sont nombreuses. Même si le mélange des constituants est considéré homogène, des macro porosités, des micro décohésions fibre/-

12. En réponse à un besoin industriel, il est également possible de déséquilibrer la fraction volumique de torons de chaîne et de trame. Dans le cas le plus général, où les deux fractions sont toutes deux de 1/2, le tissu est dit équilibré.

13. Les conséquences de ce phénomène, difficilement maîtrisables et issues du procédé de fabrication, peuvent avoir un effet d'ordre un sur la dispersion des grandeurs caractérisées à l'échelle supérieure. Plusieurs échantillons sont ainsi systématiquement testés dans les mêmes conditions.

matrice locales, et des fissures pré-existantes et issues du process de fabrication, sont couramment observées dans les matériaux composites à cette échelle. Nous nous focaliserons cependant sur l'observation des hétérogénéités structurales issues d'une sollicitation dans le plan des plis.

1.1.4.B Les mécanismes de dégradations

L'investigation expérimentale des mécanismes de déformation et plus précisément des mécanismes de dégradation menant à la ruine d'un matériau composite a connu un engouement à la fin des années 80. En effet dans un contexte où la mécanique de l'endommagement continue ([Kachanov, 1958]) est reconnue et se développe, de multiples études se sont intéressées à déterminer la nature, la géométrie et la cinétique d'évolution des mécanismes du processus de dégradation des composites ([Reifsnider, 1977, Talreja, 1985, Allix *et al.*, 1990, Ladeveze et Le Dantec, 1992, Thionnet et Renard, 1993]). *L'endommagement est considéré comme un processus de dégradation de la matière, consécutif, mais non identique aux processus de déformation irréversible. Les défauts qui apparaissent correspondent à des accumulations de discontinuités surfaciques (microfissures) ayant un caractère plus irréversible que la déformation ([Lemaitre et Chaboche, 1988]).*

Depuis et grâce aux multiples techniques d'observation¹⁴, les principaux mécanismes et leur chronologie d'apparition sont aujourd'hui bien connus. Soumis à une sollicitation de

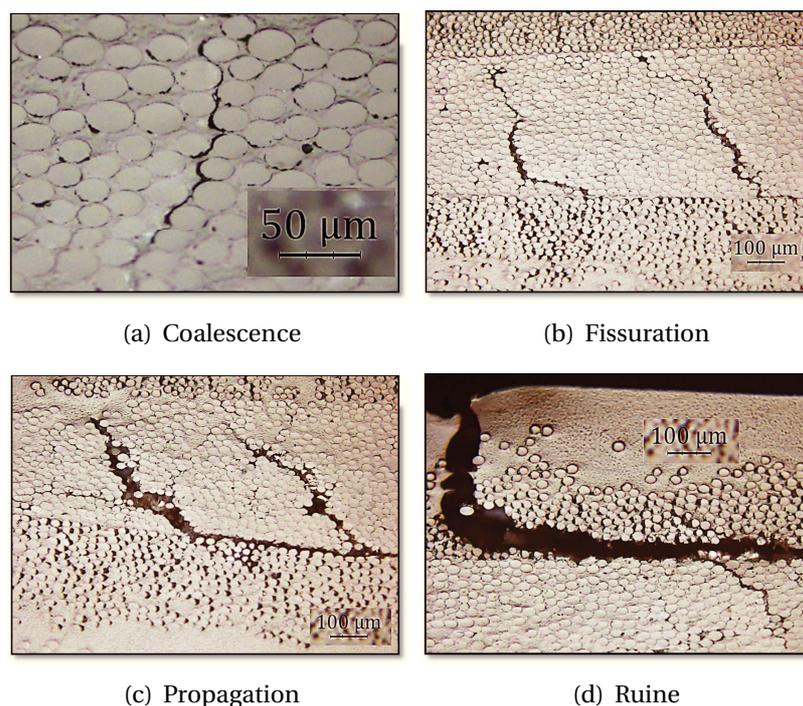


FIGURE 1.8 – Observations par microscopie optique de la séquence d'apparition des mécanismes de dégradation au sein du matériau composite de l'étude, soumis à un cisaillement plan en quasi-statique.

14. Les rayons X ([Renard *et al.*, 1990]), l'émission acoustique ([Beattie, 1983]), l'analyse optique *in situ/post-mortem*, et aujourd'hui la tomographie X ([Baruchel *et al.*, 2000]) sont des techniques répandues et utilisées pour l'investigation des mécanismes physiques du comportement des matériaux.

traction uniaxiale, des ruptures d'adhérence entre la fibre et la matrice apparaissent dans des zones localisées au sein de la microstructure. Les sites de décohesion fibre/matrice coalescent ensuite de proche en proche pour former une microfissure matricielle (Figure 1.8(a)). L'application continue du chargement permet aux discontinuités de croître dans un plan transverse à la sollicitation (1.8(b)). Les fronts de fissures ayant atteint les limites des torons propagent ensuite aux interfaces des torons voisins et/ou de la matrice (Figure 1.8(c)). Certains chargements en traction engendrent des décohésions entre plis nommés délaminages, qui précipitent la ruine de la structure (Figure 1.8(d)). Finalement, dans le sens des fibres ou par réorientation des torons dans d'autres cas, le mécanisme ruinant correspond à la rupture des torons de fibres.

En compression, la rupture n'est pas uniquement due au développement de fissures à l'intérieur des phases. La nature structurelle du stratifié joue également son rôle, en raison de l'apparition de micro-flambage local menant au phénomène de plissement ([Feld, 2012]). Nous ne considérerons pas ce phénomène dans ces travaux, car dans le cadre de notre application industrielle, le renfort de porte est soumis essentiellement à un chargement de traction.

Des précisions sont à apporter quant au mécanisme de fissuration matricielle. Elles permettent notamment de justifier les hypothèses sur lesquelles sont fondés les modèles numériques faisant appel à l'utilisation de la mécanique de l'endommagement continu ([Ladeveze et Lubineau, 2001, Renard et Thionnet, 2005, Laurin *et al.*, 2007]). Les différentes études sur ce mécanisme ont permis d'établir les conclusions suivantes.

- L'évolution du mécanisme de fissuration est croissante et relativement continue au cours d'un chargement monotone. En cas de décharge, les fissures se referment – sans effet ni effort supplémentaire – et confèrent au phénomène d'endommagement son caractère unilatéral ([Leguillon et Sanchez-Palencia, 1982, Ladeveze et Lemaitre, 1984, Chaboche, 1992, Thionnet et Renard, 1999]).
- Concernant les composites à matrice organique, le fort contraste des propriétés mécaniques des deux phases empêche les fissures de se propager aux plis adjacents à travers les fibres. Cette hypothèse se vérifie d'autant plus dans le cadre de l'utilisation des composites tissés ([Nimdum, 2009, Bassery, 2011]).
- La quantification des mécanismes de fissuration est généralement obtenue par le biais d'une densité linéique, surfacique ou volumique de fissures présentes au sein des plis. Cette densité de fissures est influencée par l'épaisseur des plis pour les composites unidirectionnels ([Crossman et Wang, 1982]), contrairement aux composites tissés ([Mercier, 2006]). Cette densité de fissuration peut être mesurée à divers instants du chargement et permet de décrire la cinétique de dégradation ([Aussedat, 1997]). Cette cinétique exprimée en fonction du temps, s'illustre généralement sous la forme d'une "sigmoïde" où le premier point d'inflexion correspond au seuil d'initiation du mécanisme. L'évolution de la densité est ensuite monotone et croissante au cours de la sollicitation.

Un seuil critique correspondant à la saturation de l'accroissement du mécanisme est souvent considéré. À cet instant, la répartition des fissures à l'intérieur des torons est considérée quasi-périodique et homogène dans les plis ([Youn et Kanimura, 1984, Renard *et al.*, 1990]).

- Les sites de microfissuration sont considérés naturellement diffus dans la matrice, *a contrario* des mécanismes de dégradation par délaminage. Cela permet notamment d'homogénéiser et de représenter l'existence du mécanisme de fissuration par une ou des variables d'endommagement ([Ladeveze, 1986]).

Dans l'esprit d'améliorer le dimensionnement des composites au sein du Groupe PSA par l'établissement d'une loi de comportement fondée sur la quantification de phénomènes physiques, nous considérerons que ce mécanisme de dégradation est d'ordre 1 sur le comportement. Expérimentalement, le choix de cette échelle de travail est ainsi pertinent et nous tâcherons dans la seconde partie de ce chapitre, d'observer et de valider ces hypothèses caractéristiques.

1.1.5 Le comportement macroscopique des composites tissés

La conséquence de l'hétérogénéité des constituants et de l'architecture tissée des plis se traduit à l'échelle macroscopique par un comportement fortement anisotrope. De fait, et outre les directions hors-plan, il est possible de distinguer trois orientations majeures : les orientations suivant la direction des fibres, identiques si le tissu est équilibré, et celle orientée à 45° par rapport aux axes des torons de fibres orthogonaux (nommée orientation de cisaillement dans la suite).

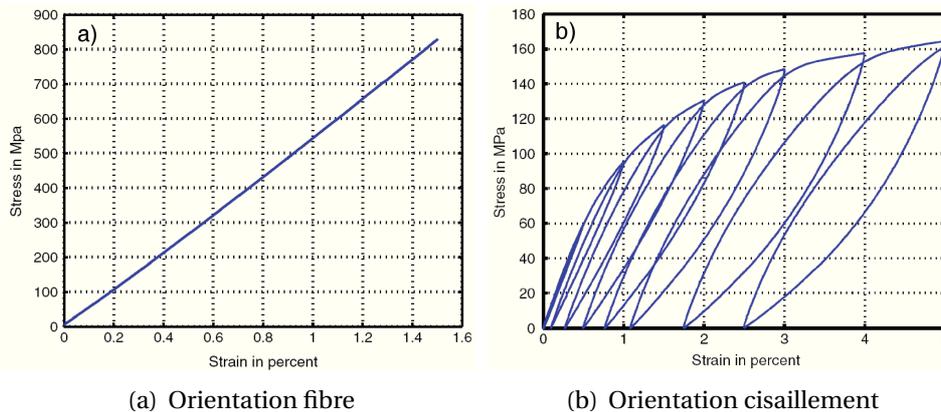


FIGURE 1.9 – *Comportement macroscopique d'un composite tissé à matrice organique soumis à une sollicitation de a) traction uniaxiale monotone dans la direction des fibres et b) cyclée en charge/décharge dans la direction de cisaillement ([Bordreuil et Hochard, 2004])*

Dans les directions des fibres, le comportement en traction uniaxiale des composites tissés est relativement linéaire, réversible et fragile à rupture ([Cox, 1997, Hochard *et al.*, 2007, Daniel *et al.*, 2008])(Figure 1.9(a)). Le comportement des fibres est prédominant suivant ces directions et permet au matériau d'atteindre des contraintes à rupture relativement élevées pour des niveaux de déformation faibles. Néanmoins, dans les tissus, le type d'armure et le phénomène de désondulation des torons en traction sont des paramètres pouvant influencer le comportement. Il peuvent mener à la perte de performance mécanique observée dans cette direction.

Suivant l'orientation de cisaillement, le comportement en traction hors axes présente une allure fortement non-linéaire qui est héritée des mécanismes de déformation aux échelles inférieures ([Aussedat, 1997, Bonnet, 2005, Foroutan, 2009]) (Figure 1.9(b)). Dans la gamme des petites déformations, le comportement peut être considéré linéaire réversible. Suite aux premières microfissurations et aux mécanismes de déformation irréversibles de la matrice, le comportement entre dans une phase non linéaire. Enfin, la croissance des mécanismes de dégradation accentue la non linéarité et l'irréversibilité de la réponse macroscopique jusqu'à rupture, par conséquent ductile.

De manière générale, et relativement aux plages d'utilisation définies dans l'industrie automobile, on considère que les conditions environnementales en température et hygrométrie n'influent que très peu sur la réponse du composite dans la direction des fibres. En revanche, le comportement hors axes favorisant les interactions avec la matrice, lui, présente logiquement (voir §1.1.3.B) une forte dépendance aux conditions environnementales ([Mercier, 2006, Launey, 2011]). Une faible saturation en eau engendrera une baisse significative du pourcentage de déformation à rupture, quand l'augmentation de la température impactera majoritairement les performances mécaniques en faisant chuter la valeur de la contrainte à rupture des CMO¹⁵. Ces deux phénomènes étant liés et s'expliquent par un écart relatif à la T_g .

Enfin, la dépendance à la vitesse du comportement macroscopique des CMO, et plus particulièrement de ceux à matrice thermoplastique, n'est plus à démontrer. Tant à vitesses très lentes ([Shrotiya et Sottos, 2004]) que sur un large intervalle de vitesses quasi-statiques et dynamiques ([Chung et Ryou, 2009, Foroutan *et al.*, 2013]), les CMO tissés présentent une réponse impactée par des effets visqueux sur certains mécanismes qu'il reste encore intéressant à identifier et à quantifier rigoureusement ([Berthe *et al.*, 2013, Coussa *et al.*, 2017]) (voir Chapitre 2).

Nous retenons cette échelle de travail dans la suite de cette thèse, tant du point de vue expérimental que numérique, car elle permet d'identifier et de modéliser la phénoménologie du comportement du matériau étudié et reste cohérente avec le cadre applicatif industriel de ces travaux.

1.1.6 Bilan

En conclusion, cette première section aura permis d'établir les principales causes aux nombreux phénomènes caractéristiques du comportement des composites tissés à matrice thermoplastique. Nous avons pu mettre en relief les différences entre les échelles d'observation, en identifiant leurs mécanismes respectifs. Cela nous aura permis de justifier du choix de l'échelle de travail dans ces travaux, mais aussi d'établir les principales hypothèses quant à l'analyse de certains mécanismes de dégradation.

Dans la seconde partie de ce chapitre, nous démontrerons expérimentalement que le comportement du matériau étudié respecte bien les tendances majeures dégagées dans cette section, tout en essayant de mettre l'emphase sur certaines nuances intrinsèques. Dans un second temps cette section permettra d'apporter des éléments et des arguments permettant de justifier la pondération et la prise en compte de certains mécanismes dans la stratégie de modélisation présentée au Chapitre 3.

15. Composite à matrice organique.

1.2 Analyse mécanique du comportement en quasi-statique

Cette section présente les résultats d'une investigation expérimentale. Elle est fondée sur la réalisation d'essais et d'observations de diverses natures. En quasi-statique, l'état de maturité des essais mécaniques, couplé à celui des techniques et moyens d'observation, permet de dégager un grand nombre de renseignements qualitatifs et de données quantitatives. L'ordre de grandeur de certaines caractéristiques mécaniques, la sensibilité aux conditions de chargement, l'identification, et lorsque cela est possible, la quantification des mécanismes dissipatifs, ainsi que les faciès de rupture sont tant d'informations qu'il est utile sinon nécessaire de connaître et maîtriser.

L'objectif de cette section est donc de présenter une partie des arguments qui ont permis d'orienter les efforts liés à la caractérisation et la modélisation de certains mécanismes et comportements à hautes vitesses dans les chapitres suivants.

1.2.1 Environnement expérimental

Cette section introduit les différents types d'essais, les protocoles et les notations associés à la réalisation de cette démarche expérimentale.

1.2.1.A Types et moyens d'essais

La Figure 1.10 permet de lister les différents types d'essais mis en œuvre. Dans un premier temps, les essais de traction uniaxiale quasi-statique (en bleu Figure 1.10(a)) permettront d'identifier les propriétés mécaniques macroscopiques suivant les orientations principales du matériau. Dans un second temps, des essais à taux de déformation plus élevés (vert et rouge), sont réalisés afin de dégager des tendances préliminaires quant à la sensibilité du comportement à l'augmentation de la vitesse de sollicitation. Fort des premiers constats, dans la direction de cisaillement, des essais de fluage/recouvrance seront réalisés pour des valeurs de contrainte croissantes (Figure 1.10(b)), afin d'identifier notamment un seuil de non-linéarité. Enfin différents trajets de chargement en traction uniaxiale cyclée (Figure 1.10(c)) sont appliqués, et aboutissent à la discrimination de certains mécanismes ou phénomènes. Ces essais cyclés permettront :

- trajet 1 : de déterminer qualitativement les seuils d'apparition des différents phénomènes responsables du comportement macroscopique ;
- trajets 2 et 3 : d'observer *in situ* les mécanismes de dégradation à l'échelle mésoscopique et d'analyser quantitativement les conséquences des phénomènes dissipatifs, tel que l'endommagement sur le comportement mécanique.

Pour l'ensemble de cette démarche expérimentale, une machine Instron 5982L4501 munie d'une cellule de force de 100 kN est utilisée. Une machine spécifique est choisie pour la réalisation des essais de fluage. L'acquisition des données expérimentales de déformation, permettant le post-traitement des propriétés en traction, est réalisée à l'aide de deux extensomètres à contact linéaire, préalablement étalonnés et situés au milieu des longueurs utiles des éprouvettes, décrites dans la suite. Les données concernant la mesure de la contrainte sont obtenues directement à partir de la cellule d'effort.

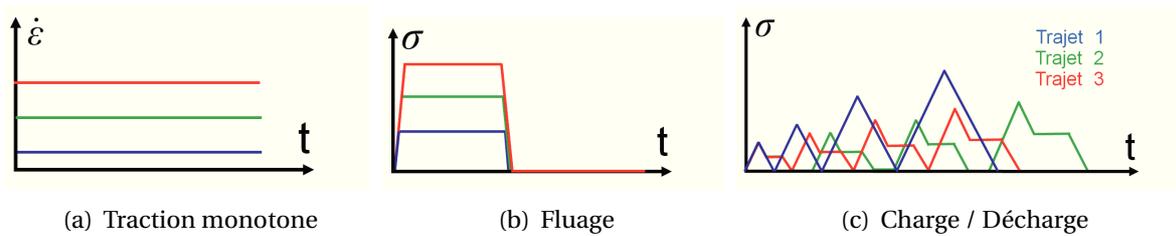


FIGURE 1.10 – Nature des sollicitations auxquelles le matériau est soumis en vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon}$) ou en contrainte nominale (σ)

Les essais de traction monotone en quasi-statique sont pilotés par la vitesse de traverse v_t , tandis que les tractions à différentes vitesses sont pilotés en taux de déformation par l'intermédiaire de l'extensomètre longitudinal à la sollicitation. Compte tenu des phases de maintien et de décharge à effort nul des trajets 2 et 3, les essais cyclés seront pilotés en charge pour éviter les passages en compression.

Enfin, un minimum de trois essais est réalisé pour chacun des trajets de sollicitation, ce qui permet d'estimer la dispersion de la mesure et de la plupart des grandeurs.

1.2.1.B Éprouvettes d'essais

Afin d'éviter tout effet de bord lié à la mise en œuvre, la découpe des éprouvettes est réalisée systématiquement dans des zones éloignées de 50 mm au minimum des bords des plaques. Les éprouvettes rectangulaires normalisées sont découpées à l'aide d'une meule diamantée suivant trois orientations par rapport à la direction des torons de chaîne, et respectent les critères de représentativité établies dans la norme [ISO, 2012] (Tableau 1.6).

Orientation	Longueur utile	Largeur	Épaisseur	Longueur des talons
0°	130	20	1.5	60
90°	130	20	1.5	60
45°	130	25	1.5	60

TABEAU 1.6 – Dimensions (en mm) des géométries d'éprouvettes normalisées Type A

Ainsi, pour chaque orientation, les éprouvettes Type A¹⁶ incluent au moins un VER dans la largeur utile et présentent un rapport longueur sur largeur $\lambda \geq 5$, qui permet de respecter le principe de St Venant lors d'une sollicitation uniaxiale. Enfin et afin de minimiser les effets de surcontraintes locales dans les zones proches des mors, des talons de composite verre/époxy tissé sont intégrés aux extrémités de chaque éprouvette. Usuellement, ces talons sont collés à l'aide de mélanges impliquant un durcisseur et une résine araldite. Cependant, en raison de la faible adhérence du PA66, nous avons dû utiliser une colle industrielle spécifique aux polyamides et aux applications hautes vitesses. De cette manière, les décohésions imprévues de la colle dans les talons sont minimisées, et confinées le cas échéant. D'autre part, l'observation *in situ* des mécanismes de dégradation lors des trajets de chargement 2 et 3 (Figure 1.10(c)), est rendue possible grâce à l'utilisation d'éprouvettes de Type A dont les

16. Voir Annexe A.

Orientation	Grain 12 μ	Grain 9 μ	Grain 3 μ
0°	eau, 60 s, 2 DaN	abrasif, 120 s, 5 DaN	eau, 50 s, 2 DaN
45°	eau, 120 s, 0.5 DaN	abrasif, 240 s, 1 DaN	abrasif, 120 s, 1 DaN

TABLEAU 1.7 – Protocole de polissage des éprouvettes Type A utilisées pour les essais *in situ*

tranches ont été soumises à un protocole de polissage. Ce protocole spécifique est appliqué sur l'intégralité de la longueur utile. Le fort contraste des propriétés mécaniques entre les deux phases conduit les techniques de polissage usuelles à creuser la matrice PA 66 et à casser superficiellement les fibres de verre. Néanmoins, le protocole illustré dans le Tableau 1.7 permet de limiter cet effet.

1.2.1.C Notations et repères

La Figure 1.11 permet d'introduire les notions de repère local du matériau et repère global de la structure *i.e.* l'éprouvette dans notre cas. Les axes d'orthotropie 1 et 2 du matériau correspondent à la direction des fibres dans le sens chaîne et trame respectivement. La faible épaisseur des éprouvettes, représentative des épaisseurs de pièces pratiquées sur les pièces industrielles, permet de nous placer dans le cadre des contraintes planes. Enfin, les axes du repère global x et y forme un angle de θ° par rapport au repère matériau. Les déformations

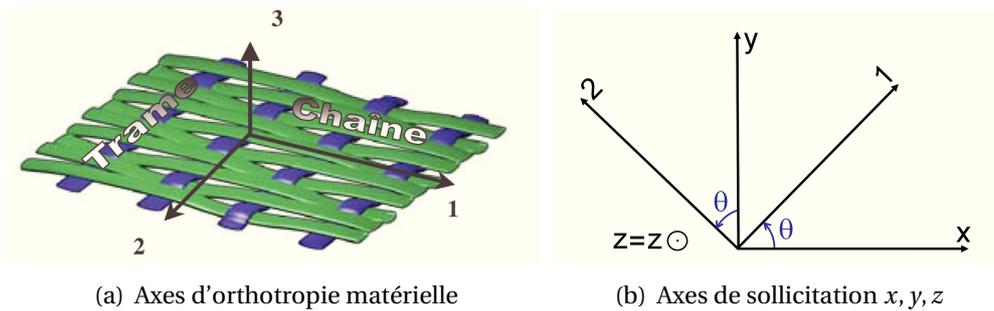


FIGURE 1.11 – Définition des axes associés a) au repère matériau et b) au repère global de l'éprouvette

ϵ_{xx} , ϵ_{yy} et ϵ_{xy} désignent les déformations dans le plan du repère global de l'éprouvette. Les déformations ϵ_{11} , ϵ_{22} et $\gamma_{12} = 2\epsilon_{12}$ désignent les déformations dans le plan du repère local du matériau. Les changements de repère permettent de changer d'une base orthonormée à l'autre tant pour les déformations (Équation 1.1) que pour les contraintes (Équation 1.2).

$$\begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & \cos \theta \sin \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -\cos \theta \sin \theta \\ -2 \cos \theta \sin \theta & 2 \cos \theta \sin \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \epsilon_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.1)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 2 \cos \theta \sin \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -2 \cos \theta \sin \theta \\ -\cos \theta \sin \theta & \cos \theta \sin \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.2)$$

Ainsi, dans un repère global, une sollicitation uniaxiale suivant l'axe x notée σ_{xx} , appliquée à une éprouvette Type A orientée à 0° ou 90° , mène aux contraintes et déformations suivantes dans le repère local :

$$\text{à } 0^\circ \left\{ \begin{array}{l} \sigma_{11} = \sigma_{xx} \\ \sigma_{22} = 0 \\ \sigma_{12} = 0 \end{array} \right. \left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{11} = \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{22} = \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{12} = 0 \end{array} \right. \quad \text{et } 90^\circ \left\{ \begin{array}{l} \sigma_{11} = 0 \\ \sigma_{22} = \sigma_{xx} \\ \sigma_{12} = 0 \end{array} \right. \left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{11} = \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{22} = \varepsilon_{xx} \\ \gamma_{12} = 0 \end{array} \right. \quad (1.3)$$

En revanche pour une éprouvette orientée à 45° , le comportement en cisaillement est découlé du comportement en traction de la manière suivante :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{12} = \frac{\sigma_{xx}}{2} \\ \gamma_{12} = |(-\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy})| \end{array} \right. \quad (1.4)$$

Afin de rendre les notations explicites, nous adopterons les conventions suivantes dans l'intégralité du manuscrit : $\sigma_{xx} = \sigma_{0^\circ}$ et $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{0^\circ}$, respectivement $\sigma_{xx} = \sigma_{90^\circ}$ et $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{90^\circ}$ pour une sollicitation à 0° , respectivement 90° , par rapport à la direction de chaîne. Enfin, nous noterons $\sigma_{xx} = \sigma_{45^\circ}$ et $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{45^\circ}$ pour une sollicitation à 45° par rapport à la direction de chaîne.

1.2.2 Comportement mécanique à vitesses lentes

Les résultats présentés dans cette section sont issus de la réalisation d'essais expérimentaux à basse vitesse et sous un conditionnement ambiant : $T = 23^\circ\text{C}$, $\text{RH} \approx 30\%$.

1.2.2.A Orientation des fibres

D'une part, les essais de traction monotone suivant les directions orientées à 0° et 90° par rapport au sens chaîne sont pilotés à l'aide d'une vitesse de traverse $v_t = 2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, définie constante durant tout le chargement jusqu'à rupture. D'autre part, les essais à taux de déformation imposé sont réalisés pour les trois vitesses de sollicitation suivantes : $\varepsilon_{0^\circ} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 1.10^{-3} s^{-1} , et 1.10^{-2} s^{-1} . Les mesures de l'allongement longitudinal et de la constriction transversale sont normées par les bases de mesures des deux extensomètres¹⁷. La mesure de charge est quant à elle normée par la valeur de la section initiale de l'éprouvette. Les courbes nominales du comportement macroscopique suivant les deux orientations orthogonales du matériau sont présentées en Figures 1.12(a) et 1.12(b). Les courbes de réponse à différentes vitesses quasi-statiques suivant l'orientation à 0° sont présentées en Figure 1.12(c).

Qualitativement, les orientations 0° et 90° présentent un comportement globalement identique. Les essais de traction révèlent assez logiquement un comportement quasi-linéaire jusqu'à rupture, accompagné d'un comportement transversal quasi-négligeable. La déformation maximale atteinte avant rupture se situe par ailleurs dans les gammes de déformation classiquement observées sur les composites à fibres de verre tissées sollicités

17. La base de mesure de l'extensomètre longitudinal est de 25 mm afin de contenir au moins un VER. La base de mesure de l'extensomètre transversal est de 20 mm, de manière à s'adapter aux largeurs des éprouvettes 0° et 90° (voir Annexe A)

dans la direction des fibres ([Foroutan *et al.*, 2013]). La légère non linéarité que l'on estimera apparaître aux alentours de $\sigma_{0^\circ} = 250$ MPa, est potentiellement due au désentrelacement des fibres précédant la rupture, ou plus vraisemblablement à un endommagement (comme nous le montrerons dans la suite). Enfin, l'observation des faciès de rupture révèle une bonne adhérence des fibres à la matrice, à travers la présence de résidus de résine à la surface des fibres après rupture (voir Figure 1.13(a)). De plus, l'aspect fragile du comportement macroscopique à rupture, transparait même à l'échelle des constituants par la présence de ruptures franches de la matrice aux abords des fibres rompues (voir Figure 1.13(b)).

Quantitativement, ces essais nous permettent de déterminer les modules d'élasticité longitudinal et transversal, le coefficient de Poisson ν , ainsi que le couple de propriétés à rupture $\sigma_r - \varepsilon_r$ ([ISO, 2012]) (voir Tableau 1.8). Les modules tangents associés au comportement élastique sont évalués entre $\varepsilon_{0^\circ} = 0.005\%$ et $\varepsilon_{0^\circ} = 0.25\%$. Les coefficients de Poisson sont évalués par régression linéaire dans la gamme des petites déformations de la courbe $\varepsilon_2 = f(\varepsilon_1)$. Au regard de la faible dispersion expérimentale, nous pouvons avoir confiance dans la reproductibilité de la réponse du matériau.

Par ailleurs, il est possible de constater que le tissu n'est pas véritablement équilibré, du fait que les propriétés mesurées soit légèrement différentes dans les directions 0° et 90° . Cependant, dans l'intégralité des travaux de cette thèse, nous considérons ces différences négligeables et nous supposons l'équivalence de ces deux orientations. C'est la raison pour laquelle les essais pilotés à divers taux de déformation imposés n'ont été réalisés que sur les éprouvettes à 0° . Tel que le montrent les courbes en Figure 1.12(c), la sensibilité du comportement à la vitesse dans la direction des fibres peut être considérée négligeable. Même si une légère augmentation de la contrainte et de la déformation à rupture à $\varepsilon_{0^\circ} = 1.10^{-2}$ peut être observée, la plage de vitesses étudiée est trop petite pour pouvoir s'assurer de la pertinence du phénomène. Nous vérifierons ce point au Chapitre 2.

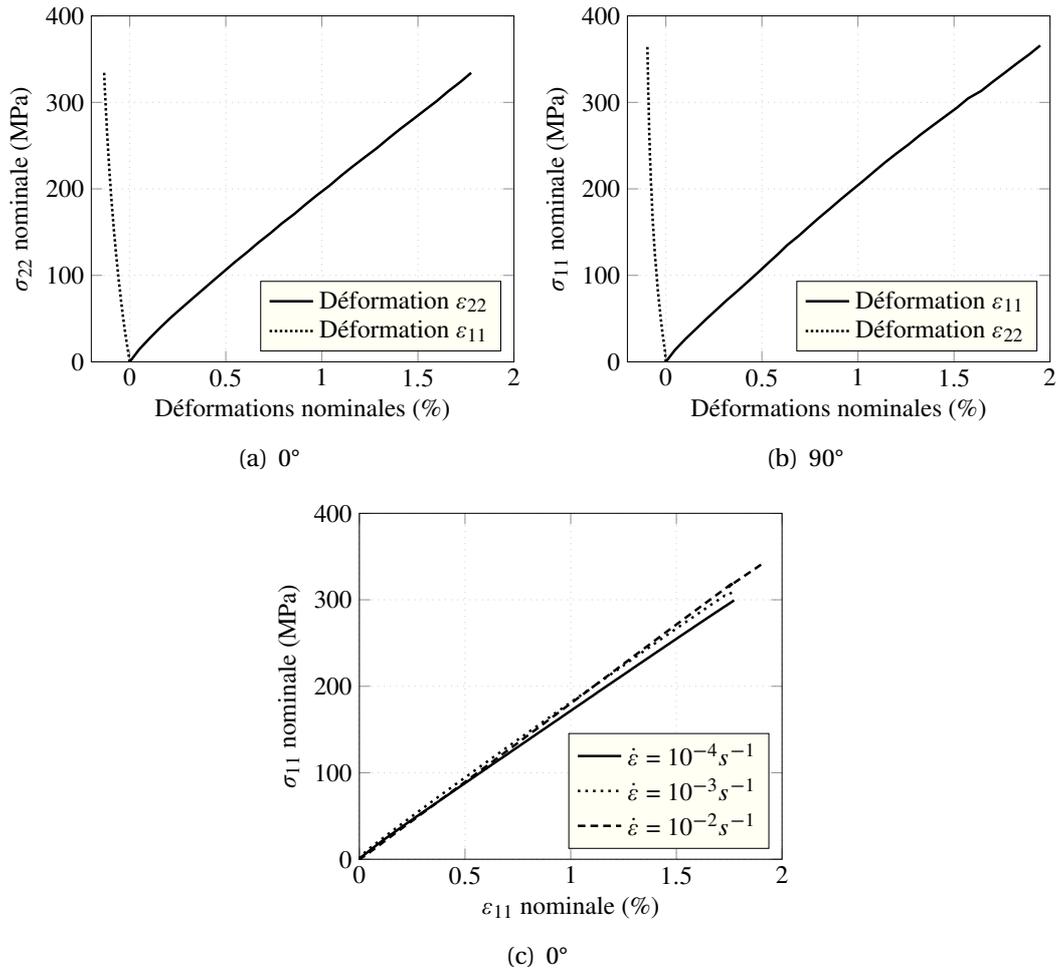


FIGURE 1.12 – Courbes de réponse du comportement macroscopique dans le repère matériel suivant l'orientation des fibres a) de chaîne, b) de trame et, c) à différentes vitesses.

Orientations	E_1 (GPa)	ν_{12}	σ_{1r} (MPa)	ϵ_{1r} (MPa)
0°	19.73±2.1%	0.09±1.84%	360.14±10.28%	1.84±2.3%
90°	19.19±3.2%	0.08±1.77%	367.43±19.78%	1.95±1.8%

TABEAU 1.8 – Propriétés mécaniques macroscopiques dans la direction des fibres identifiées en traction monotone uniaxiale

1.2.2.B Orientation de cisaillement

De manière identique aux essais dans la direction des fibres, la vitesse de traverse imposée est de $\dot{d} = 2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ et les différents taux de déformation prescrits sont : $\epsilon_{45^\circ} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, et $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Les courbes de réponse à ces sollicitations sont présentées en Figure 1.14.

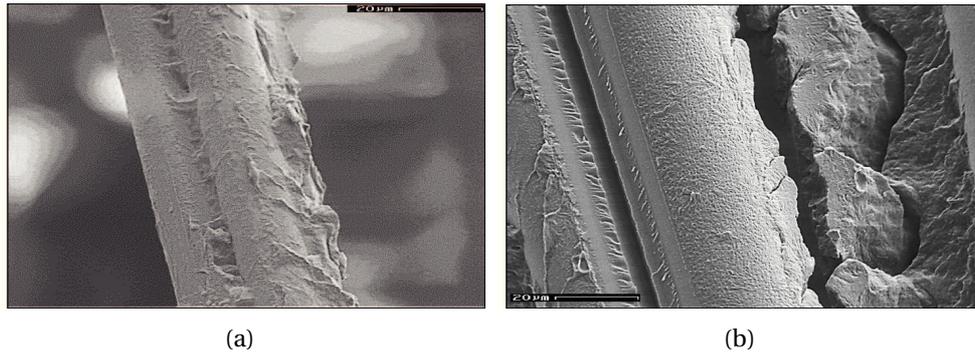


FIGURE 1.13 – Observations au microscope électronique à balayage (MEB) du faciès de rupture dans la zone utile d'une éprouvette sollicitée en traction suivant l'orientation à 90°

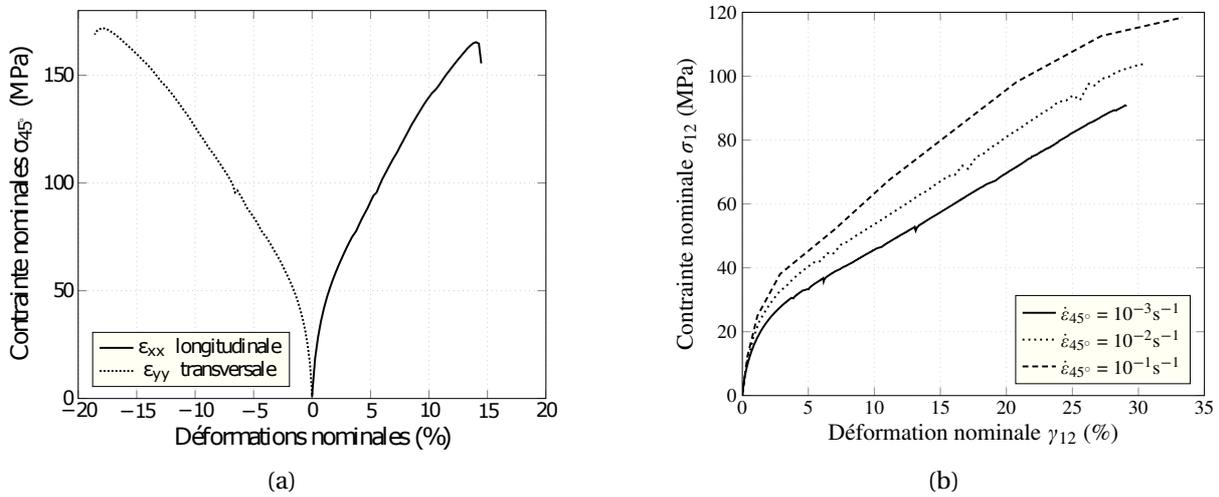


FIGURE 1.14 – a) Courbes de réponse associées au comportement en cisaillement jusqu'à rupture dans le repère global b) à différentes vitesses quasi-statiques.

$\dot{\epsilon}_{45^\circ}$ (s ⁻¹)	10 ⁻³ s ⁻¹	10 ⁻² s ⁻¹	10 ⁻¹ s ⁻¹
E_{45° (GPa)	7.30±0.48%	8.30±1.35%	9.10±1.01%
$\sigma_{45^\circ r}$ (MPa)	142.69±4.15%	154.84±4.10%	168.71±8.84%
$\epsilon_{45^\circ r}$ (%)	15.81±1.03%	16.82±2.35%	16.93±0.70%
G_{12} (GPa)	2.39 ±3.19%	2.76 ±3.87%	3.10 ±6.89%
σ_{12r} (MPa)	94.72 ±6.35%	103.72 ±2.49%	114.17 ±8.03%
γ_{12r} (%)	33.22 ±4.94%	35.11 ±7.08%	36.80 ±5.22%

TABLEAU 1.9 – Propriétés mécaniques macroscopiques identifiées dans la direction de cisaillement, dans le repère global et dans le repère local, à différentes vitesses

Cette fois, les courbes de réponse du comportement sont fortement non linéaires jusqu'à la rupture, plutôt ductile. Les niveaux de déformation sont bien plus importants et

présentent une part de déformation transversale légèrement supérieure à la part de déformation longitudinale. Suivant cette orientation, le comportement de la matrice prédomine. Cela transparaît nettement sur les courbes de réponse à différentes vitesses, où la dépendance aux mécanismes visqueux de la matrice se traduit par une rigidification du comportement. Le constat d'une bonne adhésion fibre/matrice reste inchangé suivant cette orientation (Figure 1.15(a)). Et enfin, *a contrario* des observations suivant la direction des fibres, les faciès de rupture (Figure 1.15(b)) confirment la ductilité de la rupture, par la mise en exergue de zones matricielles largement déformées.

Les propriétés mécaniques du comportement macroscopiques sont identifiées de façon identique à précédemment, et sont présentées dans le Tableau 1.9, pour les vitesses considérées. Suivant cette orientation, on note une dispersion expérimentale légèrement plus prononcée. En effet, la désorientation des torons de l'armure tissée couplée aux instabilités des mécanismes de déformation de la matrice, aboutissent à un comportement un peu plus dispersif que celui associé à la direction des fibres.



FIGURE 1.15 – Observation au MEB du faciès de rupture dans la zone utile d'une éprouvette sollicitée en traction dans la direction de cisaillement

Nous avons pu voir que l'effet de la viscosité de la matrice transparaît de manière prépondérante sur la réponse du matériaux à basses vitesses. Sous un conditionnement expérimental prescrit à $T = 23^{\circ}\text{C}$ – RH 30%, des sollicitations de fluage/recouvrance ont été réalisés pour des paliers de contrainte croissants à $\sigma_{45^{\circ}} = 10, 20, 35$ et 45 MPa. Les paliers comme les phases de recouvrance sont maintenus pendant 6 heures. Les courbes de suivi de la déformation locale en fonction du temps sont tracées dans la Figure 1.16(a). Un seul essai est réalisé pour chaque palier dans cette campagne.

Les essais de fluage/recouvrance, dont les temps caractéristiques peuvent être de l'ordre de l'heure ou plus, permettent de montrer que la viscosité du matériau est présente même pour des temps très longs¹⁸. Il est par conséquent difficile de considérer l'existence d'un seuil critique d'activation lié à ce phénomène. En revanche, par le biais du suivi de la déformation locale au cours du temps, il est possible de mesurer le seuil d'apparition des déformations résiduelles (Figure 1.16(b)). Nous associerons d'ailleurs cette mesure à l'identification du seuil du domaine non-linéaire irréversible du comportement macroscopique. Les mesures de déformation évaluées au niveau de l'asymptote horizontale, révèlent l'apparition de déformations résiduelles à de très faibles valeurs de contraintes. De fait, dans la

18. Le caractère asymptotique et non-linéaire de l'évolution de la déformation au cours du temps dans la phase de recouvrement est en effet synonyme de la présence d'un phénomène viscoélastique.

suite et notamment au Chapitre 4, nous considérerons que la limite d'élasticité R_0 du matériau pour l'orientation en cisaillement, se situe entre $5 \text{ MPa} \leq R_0 \leq 15 \text{ MPa}$.

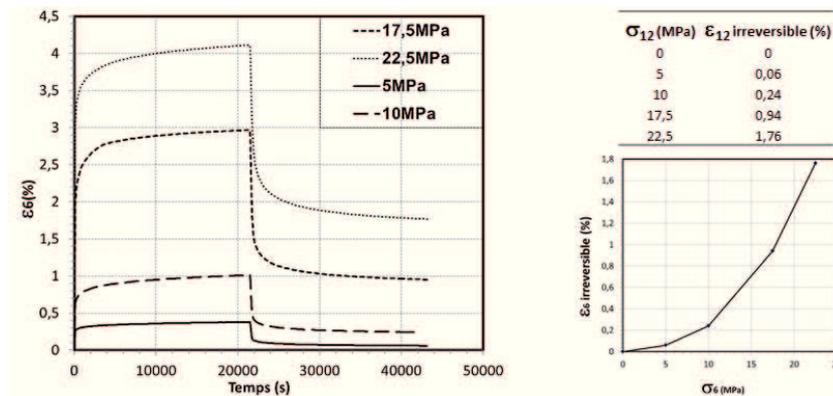


FIGURE 1.16 – a) Suivi de la déformation locale lors d'essais de fluage/recouvrance à différents paliers de contrainte σ_{45° croissants; b) évolution de la déformation irréversible en fonction du palier de contrainte σ_{12} mesuré

1.2.3 Mécanisme de dégradation : observation et premières quantifications

L'analyse macroscopique du comportement endommageable en quasi-statique, ainsi que l'observation *in situ* des mécanismes de dégradations à l'échelle mésoscopique répondent à des protocoles expérimentaux relativement connus et éprouvés que nous ne décrirons pas ([John *et al.*, 2001, Huchette, 2005, Daggumati *et al.*, 2011, Grail, 2013]). Quelques précisions doivent néanmoins être explicitées :

- Afin de s'affranchir des zones d'observation proches des mors, la surface des tranches d'éprouvettes polies est observée suivant une longueur de 60 mm, centrée par rapport à la longueur utile de l'éprouvette, de 130 mm.
- L'observation est réalisée à l'aide d'un microscope numérique Keyence VHX 2000 dont la particularité est de permettre une observation en contraste différentiel interférentiel. Il est muni d'une bague spécifique permettant d'obtenir un éclairage polarisé complémentaire à l'éclairage standard. La lumière rasante combinée à un grossissement de l'objectif $\times 100$ permet d'obtenir un contour net des fibres ainsi qu'un bon contraste entre les fissures et la matrice.
- L'acquisition des images est réalisée à intervalle spatial constant de 2.1 mm entre chaque image, avec une distance de recouvrement de 0.8 mm, nécessaire pour l'assemblage automatisé.

Dans la suite, les essais sont réalisés à $T = 23^\circ\text{C} - \text{RH} \approx 30\%$.

1.2.3.A Orientation de cisaillement

Dans un premier temps, des essais classiques de traction cyclée à paliers de contrainte croissants peuvent être réalisés. Les essais (correspondant au trajet 1, Figure 1.10(c)) sont

réalisés sans temps de maintien entre les charges et ne permettent pas de découpler les effets visqueux à long terme des phénomènes d'endommagement. Cependant, ils offrent la possibilité de définir qualitativement les intervalles de contrainte correspondant à l'apparition des principaux phénomènes associés au comportement macroscopique, tel que l'anélasticité irréversible et les premières chutes de rigidité (voir Figure 1.17). Pour un chargement

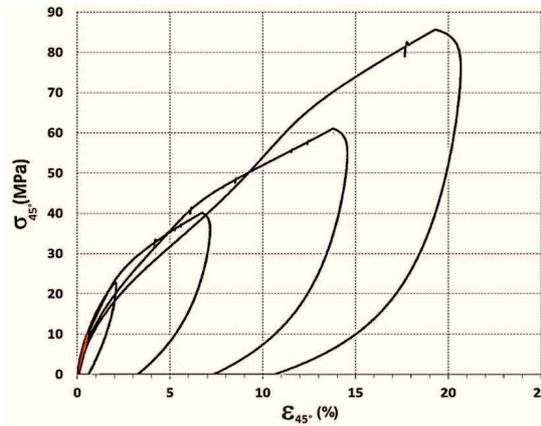


FIGURE 1.17 – Réponse macroscopique à un essai de traction cyclée correspondant au trajet 1, recalé à zéro en abscisse pour chaque charge

inférieur à $\sigma_{12} = 10$ MPa, le comportement présente, comme attendu un comportement relativement linéaire élastique. Entre $\sigma_{12} = 20$ MPa et $\sigma_{12} = 40$ MPa, l'apparition des premiers phénomènes dissipatifs se traduit par la non-linéarité du comportement et les premières hystérèses. Enfin, il semblerait que les premières chutes de pentes dans le régime élastique apparaissent entre $\sigma_{12} = 40$ MPa et $\sigma_{12} = 60$ MPa.

Dans un second temps, afin d'observer et de quantifier l'influence des mécanismes de dégradation sur la rigidité apparente du matériau, des essais de traction correspondant au trajet 2 ont été réalisés. Ainsi, 9 paliers de contraintes $\sigma_{45^\circ} = 2.5, 30, 40, 60, 90, 100, 130,$ et 160 MPa ont été prescrits. Pour chaque palier, notons que la décharge est interrompue à 50% de la charge maximale préalablement atteinte et est maintenue pendant 2 minutes 30 secondes. Cette phase correspond au *travelling* du microscope le long de la surface d'observation et permet de garantir que les fissures restent bien ouvertes. Enfin, du fait de l'orientation de cisaillement, des temps de maintien à $\sigma_{45^\circ} = 0$ MPa pendant 20 minutes sont réalisés entre chaque charge, afin de découpler l'effet des mécanismes visqueux de l'endommagement du matériau.

Pour chaque palier de contrainte, la rigidité apparente K^s et une densité de fissures d_{cracks} sont mesurées. Du fait que les fissures ne se propagent pas dans les différents plis à travers la matrice, la quantification des fissures suivant la longueur d'observation des échantillons est normée par l'épaisseur du pli. La Figure 1.18 permet d'analyser l'évolution de la rigidité apparente, normée au cours du chargement par la rigidité initiale K_0^s , ainsi que l'évolution de la densité surfacique de fissures. On constate qu'entre $\sigma_{45^\circ} = 60$ et $\sigma_{45^\circ} = 90$ MPa, les premières chutes de la rigidité apparaissent de manière simultanée à l'augmentation de la densité de fissures. La quantité de fissures croît alors de façon continue jusqu'à un chargement de $\sigma_{45^\circ} = 130$ MPa, pour lequel la rigidité du matériau a perdu environ 60% de ses propriétés initiales. À cet instant, la Figure 1.19(c) illustre un milieu multifissuré ainsi que l'apparition des premiers délaminages. À 90% du chargement maximal, le matériau est dans

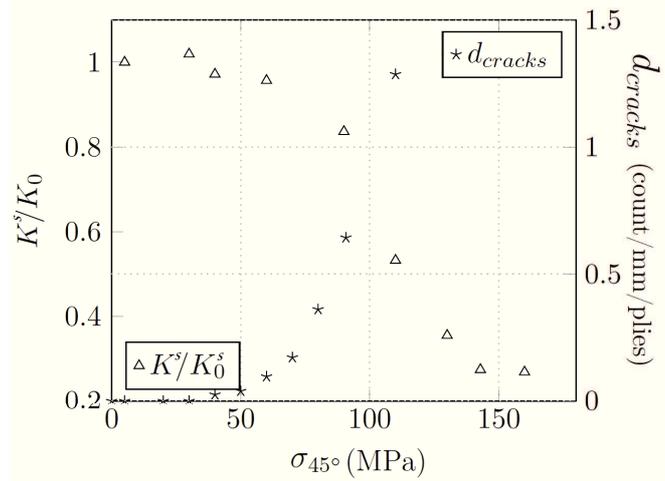
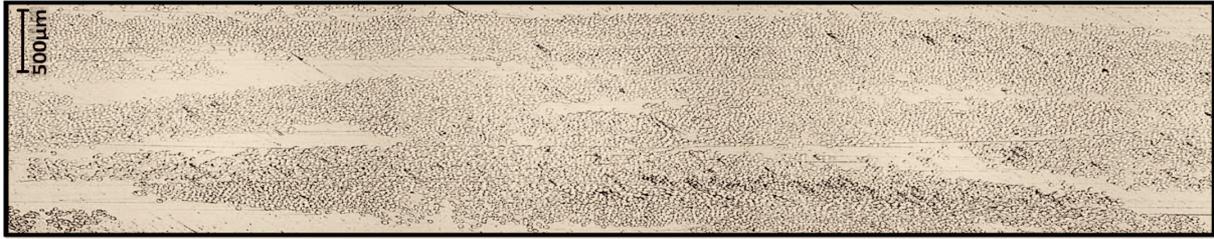


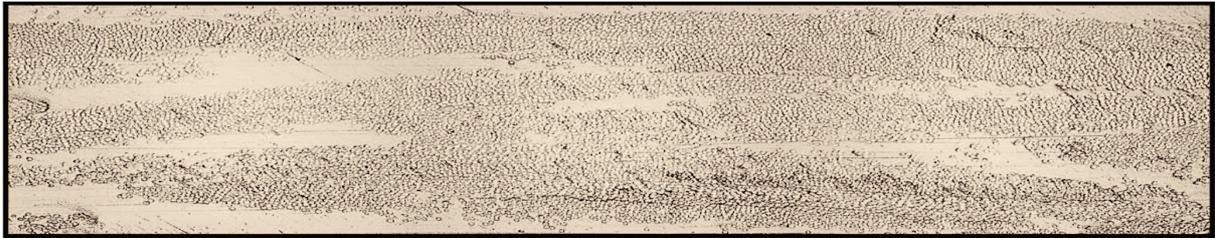
FIGURE 1.18 – Évolution de la rigidité apparente et de la densité de fissures au cours d'un chargement du trajet 2, dans la direction de cisaillement

un état de ruine (voir Figure 1.19(d)), caractérisé par 70% de perte de raideur, par la présence d'un très grand nombre de fissures et une longueur caractéristique de délaminage de plusieurs millimètres.

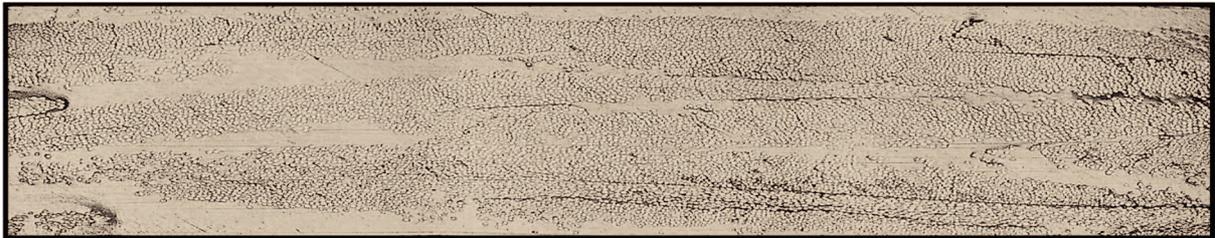
Au vue des résultats, nous considérons que l'endommagement dû au mécanisme de dégradation par fissuration est d'ordre 1 sur le comportement du matériau. Nous tâcherons d'en modéliser les effets au Chapitre 3.



(a) Etat vierge



(b) 40% de la contrainte à rupture



(c) 60% de la contrainte à rupture



(d) 90% de la contrainte à rupture

FIGURE 1.19 – *Tranche d'une éprouvette observée au cours d'un chargement de traction uniaxiale, dans la direction de cisaillement*

1.2.3.B Orientation des fibres

De manière similaire à la direction de cisaillement, nous réalisons l'analyse de l'influence du mécanisme de fissuration sur le comportement dans la direction des fibres. Pour ce cas, le chargement soumis au matériau correspond au trajet 3 de la Figure 1.10(c). Du fait du comportement faiblement visqueux suivant cette direction, aucun temps de maintien à $\sigma_{0^\circ} = 0$ n'est réalisé avant chaque charge. Les différents paliers de contrainte prescrits sont : $\sigma_{0^\circ} = 30, 60, 90, 110, 130, 150, 210, 240, 300, 330$ et 360 MPa.

La Figure 1.20 trace l'évolution de la rigidité apparente K^l et de la densité de fissures d_{cracks} au cours du chargement. Dans cette direction et à la fin du chargement, on constate

que l'influence de la dégradation par fissuration, est de l'ordre de 10% sur la rigidité, malgré l'existence d'un milieu très fissuré (Figure 1.21(d)). De fait, nous considérons dans la suite de ces travaux que l'influence du mécanisme de fissuration sur le comportement dans la direction des fibres est négligeable. En revanche, la ruine causée par les multiples fissurations locales de fibres menant à la rupture des torons est considéré comme le mécanisme de dégradation majeur dans cette direction.

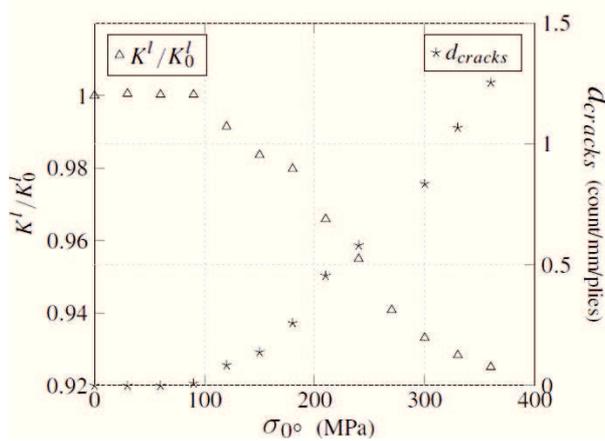
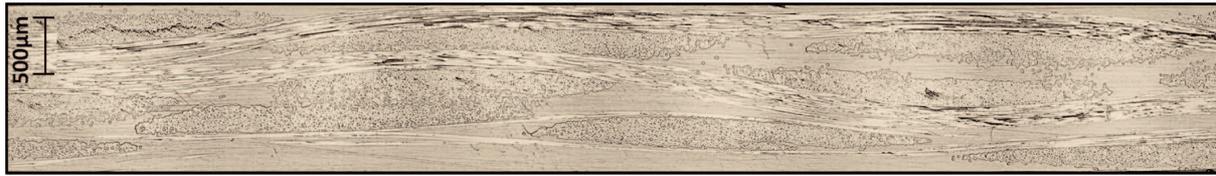


FIGURE 1.20 – Évolution de la rigidité apparente et de la densité de fissures au cours d'un chargement du trajet 2, dans la direction des fibres



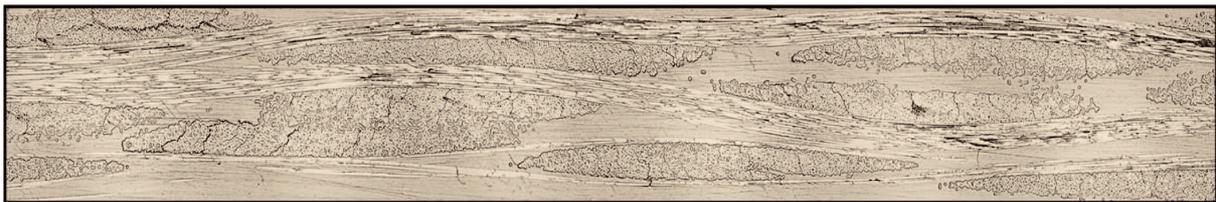
(a) Etat vierge



(b) 40% de la contrainte à rupture



(c) 60% de la contrainte à rupture



(d) 90% de la contrainte à rupture

FIGURE 1.21 – *Tranche d'une éprouvette observée au cours d'un chargement de traction uniaxiale, dans la direction des fibres*

1.3 Conclusions

Ce premier chapitre, axé sur l'étude et la compréhension des matériaux composites tissés à matrice organique thermoplastique, aura permis de dégager et d'illustrer les premières tendances associées au comportement mécanique de ces matériaux à basses vitesses. L'état de l'art concernant spécifiquement l'étude de composites à matrice polyamide renforcée par un tissu de fibres de verre n'est pas encore établi. Nous avons donc voulu identifier et quantifier les phénomènes majeurs relatifs au comportement mécanique du Vizilon, afin de nous positionner par rapport aux généralités observées sur d'autres types de matériaux.

Suivant la direction des torons, le comportement du composite sera considéré macroscopiquement linéaire élastique jusqu'à l'atteinte d'une rupture fragile. Les essais de traction suivant un intervalle restreint de vitesses quasi-statiques n'ont pas permis d'exacerber une dépendance significative au taux de déformation. On tentera de confirmer ou d'infirmer cette hypothèse pour un intervalle de vitesses plus large et en dynamique au chapitre

suivant. Enfin, par l'intermédiaire des observations *in situ* de la microstructure lors d'essais cyclés, nous avons pu constater et quantifier la présence et l'évolution des mécanismes de dégradation au cours du temps. Ajouté au fait de pouvoir confirmer les tendances majeures issues de la littérature concernant les phénomènes d'endommagement dans les composites à matrice organique, ces essais ont permis de révéler que l'impact des mécanismes de dégradation sur le comportement macroscopique dans la direction des fibres peut être négligé. Ainsi, dans le cadre de la modélisation du comportement au Chapitre 3, cette information permettra de justifier l'hypothèse simplificatrice liée à la non prise en compte d'une variable d'endommagement continue dans le sens des fibres.

Suivant la direction de cisaillement du composite, le couplage des déformations associées à la matrice PA 66 ainsi qu'à l'architecture tissée engendre un comportement fortement non linéaire caractéristique de la présence de phénomènes dissipatifs. La quantification du phénomène d'endommagement par microfissuration révèle un seuil d'initiation peu élevé et une évolution continue et croissante du phénomène, impactant la rigidité apparente du matériau jusqu'à 70% dans les instants précédents sa ruine totale. Une sensibilité marquée à la vitesse de chargement a d'ores et déjà pu être observée suivant un intervalle de vitesses quasi-statiques. En effet, la contribution des mécanismes visqueux de la matrice se traduit par une augmentation de la raideur apparente, de la contrainte, et de la déformation à rupture avec la vitesse.

Forts de ces constats préliminaires, nous souhaitons investiguer, suivant un spectre de vitesses de déformation plus large, l'influence de la vitesse sur le comportement en cisaillement, et notamment l'influence que peut avoir la vitesse de chargement sur les mécanismes internes du comportement non linéaire. Cette étude fera l'objet du chapitre suivant.

Un protocole expérimental robuste pour l'étude du comportement mécanique suivant une large gamme de vitesses de sollicitation

Ce chapitre présente les différentes étapes menant à la validation d'un protocole expérimental permettant de caractériser l'influence des effets de vitesses sur les mécanismes internes du comportement macroscopique du matériau étudié.

Sommaire

2.1	L'étude du comportement des matériaux composites dans la gamme des vitesses dynamiques	43
2.1.1	Analyse bibliographique liée aux essais dynamiques	43
2.1.2	Sensibilité à la vitesse de sollicitation des matériaux composites à matrice organique	50
2.1.3	Bilan et intérêts de la démarche proposée	51
2.2	Caractérisation du comportement macroscopique jusqu'à rupture dans la gamme des vitesses dynamiques	52
2.2.1	Un protocole de réduction d'éprouvettes normalisées	52
2.2.2	Protocoles et procédures expérimentaux pour l'interruption d'essais à grandes vitesses	63
2.2.3	Caractérisation du comportement et des mécanismes dissipatifs sensibles à la vitesse de déformation	71
2.3	Bilan sur les effets de la vitesse sur le comportement du matériau	79

2.1 L'étude du comportement des matériaux composites dans la gamme des vitesses dynamiques

Comme illustré au chapitre précédent, le matériau étudié dans ces travaux présente un comportement fortement anisotropique. Les importantes non-linéarités dans les directions de faiblesse trouvent leurs origines dans les couplages entre les différents mécanismes difficilement distincts du comportement des deux phases et notamment dans la phase thermoplastique. Les mécanismes de déformation réversible, de déformation irréversible, et de dégradation figurent comme étant potentiellement sensibles aux conditions de vitesse de sollicitation. Considérant le fait qu'une sollicitation telle que le crash automobile peut engendrer un état de contraintes multiaxial ainsi que des gradients de vitesse de déformation non négligeables au sein de la structure impactée, il apparaît nécessaire de mener une étude de caractérisation, suivant une large gamme de vitesses statiques et dynamiques. Cela permettra d'avoir accès à l'influence de l'augmentation de la vitesse sur les propriétés mécaniques du matériau dans une gamme de vitesses peu conventionnelle ainsi que d'identifier et quantifier les paramètres constitutifs d'une loi de comportement pouvant être à même d'évoluer avec la vitesse.

Dans un premier temps, nous établirons brièvement le contexte et les spécificités liées à la réalisation d'essais à grandes vitesses. Dans un second temps, nous dégagerons les tendances générales issues de la littérature concernant les effets de vitesses sur le comportement des composites à matrice organique, en pointant certaines contradictions pouvant être liées aux limites des protocoles expérimentaux actuels. Fort des constats préalables, nous présenterons l'intérêt de la démarche de caractérisation développée dans cette thèse, ses intérêts et ses limites.

2.1.1 Analyse bibliographique liée aux essais dynamiques

L'influence de la vitesse sur le comportement peut être caractérisée à vitesse très lente (fluage), lente (quasi-statique), rapide (dynamique) et à très haute-vitesse (balistique). Tel qu'il est illustré en Figure 2.1, ces vitesses s'inscrivent parmi les gammes de vitesses de déformation dont les bornes sont globalement définies en fonction de la capacité des moyens expérimentaux à pouvoir atteindre les différents taux de déformation associés. Nous noterons de plus une information importante concernant les effets thermiques et d'inertie qui contribuent de manière non-négligeable à différencier les essais basses vitesses des essais dynamiques. Les gammes de vitesses de déformation présentes au sein d'une structure soumise à un crash automobile, sont contenues dans les gammes de vitesses quasi-statique et dynamique. De fait, et bien que bon nombre des problématiques relatives aux essais dynamiques soient communes et indifférentes des moyens employés, nous ne nous focaliserons que sur les spécificités associées aux essais réalisés à l'aide de machines servo-hydrauliques, où les précautions quant à la réalisation ainsi qu'à l'analyse sont primordiales. Ces machines d'essai possèdent la particularité, *a contrario* des machines conventionnelles, de piloter le vérin hydraulique en circuit-ouvert (open-loop control). En conséquence, il est impossible de piloter l'asservissement du vérin de manière à obtenir des trajets de chargement complexes, tels qu'ils sont nécessaires à la réalisation d'essais de charges/décharge, de traction/-compression cyclés, etc. Lors d'un essai, le vérin hydraulique entame sa descente en position haute et à l'issue d'une course mécanique étalonnée par rapport à la consigne prédéfinie,

Chapitre 2 | UN PROTOCOLE EXPÉRIMENTAL ROBUSTE POUR L'ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE SUIVANT UNE LARGE GAMME DE VITESSES DE SOLLICITATION

Taux de déformation (s ⁻¹)	10 ⁻⁵		10 ⁻¹		10 ²	10 ⁴	10 ⁶
Gammes de vitesses	Fluage		Quasi-Statique		Dynamique intermédiaire	Dynamique	Balistique
Moyens expérimentaux	Machine conventionnelle		Machine conventionnelle		Machine Servo-hydraulique	Barres d'Hopkinson	Canon à air comprimé Plaque volante Expansion d'anneau
Types de sollicitations	Compression Traction Cisaillement		Compression Traction Cisaillement		Compression Traction Cisaillement		Compression Traction Cisaillement
Phénomènes dynamique induits	Aucun		Aucun		Résonance (échantillon + moyen)	Propagations d'ondes de choc	
	Inertie négligeable				Phénomène d'inertie croissant		
	Transformation isotherme				Auto-échauffement croissant		

FIGURE 2.1 – Classification et spécificités des différentes gammes de vitesses de sollicitation

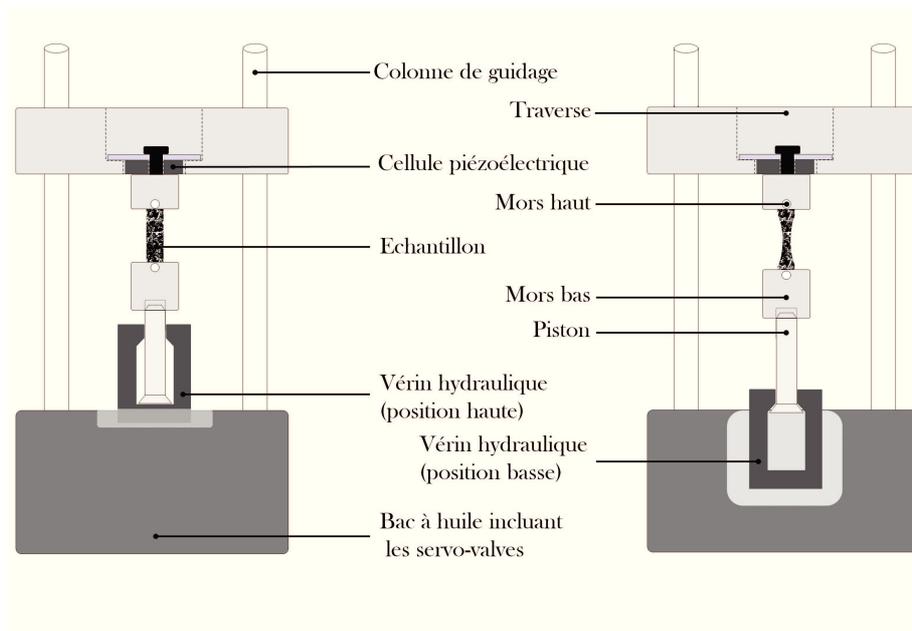


FIGURE 2.2 – Schéma illustrant le principe de fonctionnement d'une machine d'essais servo-hydraulique durant un essai de traction en position haute et basse

le vérin atteint une vitesse constante jusqu'à atteindre irrémédiablement sa position basse, sans laisser la possibilité à l'opérateur d'interrompre sa descente (voir Figure 2.2). La mise en tension de l'échantillon est réalisée au moment du contact surfacique entre le piston et le vérin. De manière simultanée au choc mécanique engendré, le piston est entraîné et transmet les efforts instantanément à l'échantillon à un taux de déformation requis et, en principe, constant jusqu'à rupture. Le mors haut étant fixe et solidaire de la cellule de charge en compression, cette dernière permet d'acquérir les données de mesure d'effort en traction.

L'inconvénient dû au pilotage restreint du vérin est compensé par la grande adaptabilité

de ces machines. En effet, il est possible de lier le vérin à la cellule de charge à l'aide d'une grande variété de montage expérimentaux. Cela présente l'avantage de permettre un large panel de types de sollicitations, mais pourra impacter la confiance dans la représentativité de la caractérisation, ainsi que dans les comparaisons de résultats d'essais obtenus avec des moyens et dans des laboratoires différents. En effet, à l'heure actuelle aucune normalisation n'existe concernant la réalisation d'essais dynamiques. Comme nous le verrons dans la suite, cela implique que les protocoles expérimentaux ainsi que les dimensions des géométries d'éprouvettes utilisées sont souvent spécifiques à chaque besoin et propres à chaque laboratoire.

2.1.1.A Les techniques d'amarrage pour le chargement

Il est possible d'envisager une multitude de montages expérimentaux visant à solliciter les échantillons en traction dynamique, du moment que la condition sur la course minimale du vérin est atteinte et respectée. Les premières applications étudiées à l'aide de ces machines concernaient la caractérisation du comportement de matériaux métalliques soumis à des vitesses rapides. Pour cela, la technique d'amarrage *Fast jaw* permettant la mise en charge des éprouvettes était utilisée (voir Figure 2.3(a)). Dans un premier temps, le mors

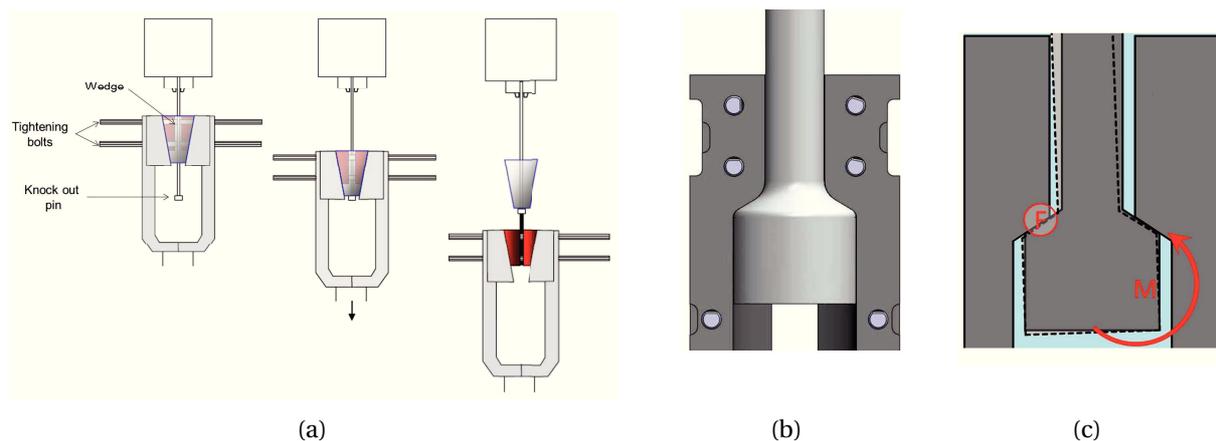


FIGURE 2.3 – Schéma illustrant deux types de techniques d'amarrage par : a) un système *Fast-Jaw* b) et un système piston/cylindre. c) Schéma illustrant le moment induit dû au désaxage du piston ([Longana, 2014])

bas, centré autour de l'éprouvette est monté serré par presse dans la partie mobile reliée au vérin hydraulique. Lorsque le vérin rentre en contact avec la tige de lancement, l'éprouvette se retrouve serrée dans les mâchoires du mors haut. La dernière phase correspond à la phase de chargement. Cependant cette technique d'amarrage s'est révélée extrêmement contraignante à mettre en place, engendrait de fait de grande variabilité dans les résultats. Ajouté à cela qu'une majeure partie des oscillations mesurées sur le signal de charge mesuré par la cellule piézoélectrique semble provenir des mouvements hors plan liés à cette technique ([Longana, 2014]), les laboratoires ont donc été amenés à faire évoluer les techniques d'amarrage, notamment afin de pouvoir solliciter des matériaux composites en dynamique.

Une technique rappelant le système piston/cylindre (voir Figure 2.3(b)) permet une mise en place plus simple et est utilisée par de nombreux laboratoires ([Bonnet, 2005, De An-

drade *et al.*, 2010, Fitoussi *et al.*, 2013]). En revanche, cette technique présente l'inconvénient d'introduire potentiellement un chargement parasite de flexion aux échantillons lors de la mise en charge, si la coaxialité entre le vérin et le piston n'est pas maîtrisée (voir Figure 2.3(c)). Les signaux de charge sont en conséquence impactés car l'introduction de ces mouvements hors-plan s'illustre souvent par une augmentation de l'amplitude des oscillations sur les signaux de charge mesurés. Ceci s'explique par le fait que le décalage de la sollicitation par rapport à l'axe de la machine et de la cellule engendre l'excitation de certains modes propres intrinsèques à la chaîne d'assemblage. Néanmoins, pour les travaux présentés dans la suite, le savoir-faire du personnel du laboratoire aura permis d'aboutir à un système de guidage du piston précis au sein du vérin, afin de pallier au mieux ces problématiques.

2.1.1.B Post-traitement des données mesurées

Les oscillations présentes sur les résultats de mesure de charge figurent parmi les problématiques majeures et inhérentes aux essais dynamiques réalisés à l'aide de machines hydrauliques. Il est d'ailleurs possible de hiérarchiser le niveau d'acceptabilité d'un essai dynamique en se référant à l'amplitude des oscillations présentes sur la courbe (voir Figure 2.4(a)). Les origines de ces oscillations restent néanmoins délicates à identifier et à discrimi-

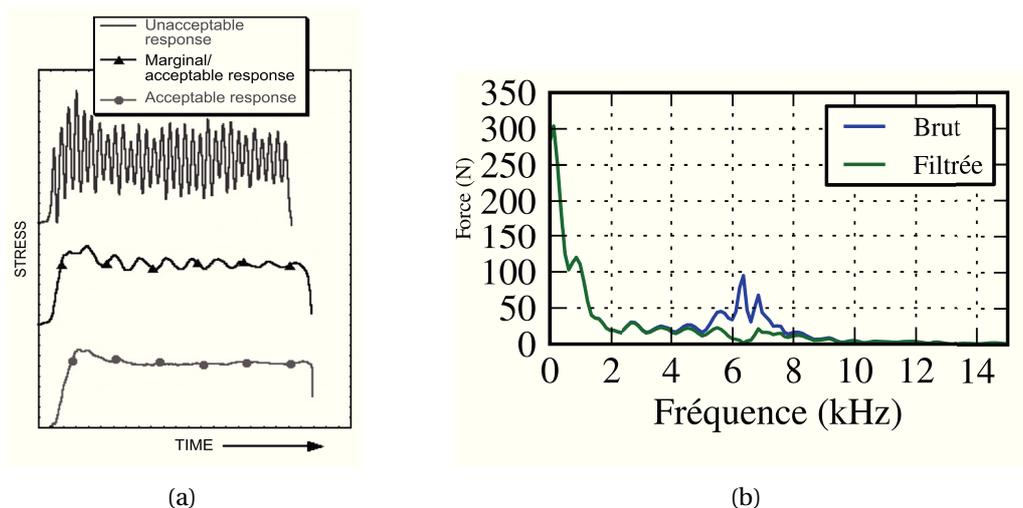


FIGURE 2.4 – a) Illustration de la conséquence de divers niveaux de résonance sur la mesure de la contrainte ([Xiao, 2008]) b) Exemple de filtrage par FFT d'un signal de force mesuré par une cellule piézoélectrique lors d'un chargement dynamique ([Berthe, 2014])

ner. Elles peuvent être dues à la propagation d'ondes de choc résultant du brutal transfert de charge entre le piston et le vérin. Ce choc engendre généralement l'excitation des modes propres du montage et de la cellule de charge. Enfin, tel qu'il a été évoqué préalablement, les mouvements hors-plan de l'éprouvette sollicitée peuvent participer à l'excitation de la cellule de charge. Le traitement de ces oscillations peut être envisagé de différentes manières. D'une part et à l'aide d'un post-traitement par FFT (*Fast Fourier Transform*) du signal de charge mesuré, il est possible de réaliser un filtrage coupe bande autour de la fréquence de résonance connue de la cellule de charge et donc facilement identifiable (voir Figure 2.4(b)). Dans la même philosophie et par le biais d'une analyse modale du montage, il est possible

d'identifier l'ensemble des fréquences propres associées à la chaîne d'assemblage, afin de procéder en post-traitement à des opérations de filtrage du signal autour de ces dites fréquences ([Zhu *et al.*, 2010]). En revanche il est évident que l'opération de filtrage peut être sujette à discussion, au regard du caractère potentiellement subjectif du choix du filtre et donc des conséquences que cela peut entraîner sur la bande passante du signal et sur la dénaturation du signal d'origine. De plus, considérant que l'acquisition n'interfère en rien sur le signal mesuré, les oscillations du signal correspondent en partie à une mesure physique de l'essai réalisé, et il semble donc peu judicieux de vouloir filtrer cette physique.

Nous noterons cependant, et sans en faire l'analyse, un intérêt lié à l'utilisation de filtres mécaniques pour l'atténuation des ondes de choc, que ces techniques soient à l'origine de développement de moyens spécifiques comme dans les travaux de [Kwon *et al.*, 2015] et ceux présentés en Annexe B, ou simplement liées au rajout d'un élément dans la chaîne d'assemblage expérimentale ([Xiao, 2008, Fitoussi *et al.*, 2013]), ces techniques permettent de réduire l'amplitude des oscillations sur les signaux de charges. La minimisation du choc et/ou de l'intensité de l'onde induite permet d'annihiler physiquement certain mode propre du montage.

2.1.1.C Les géométries d'éprouvettes dynamiques

Du fait que la vitesse de déformation pouvant être atteinte par un échantillon est inversement proportionnelle à sa longueur utile, les laboratoires ont souvent recours à des géométries d'éprouvettes dont les longueurs sont réduites par rapport à celles normalisées et utilisées pour les essais quasi-statiques. Cela est toujours vérifié dans le cadre de la réalisation d'essais dynamiques à l'aide de barres d'Hopkinson ([Kolsky, 1949, Hao *et al.*, 2005, Foroutan *et al.*, 2013]). C'est également le cas pour les essais dynamiques réalisés avec des machines servo-hydrauliques pour la caractérisation mécanique du comportement :

- de matériaux métalliques ([Othman *et al.*, 2009, Kwon *et al.*, 2015]),
- des matériaux plastiques ([Xiao, 2008]),
- des matériaux composites à matrices organiques ([Barre *et al.*, 1996, Todo *et al.*, 2000, Shokrieh et Omid, 2008, Al-Zubaidy *et al.*, 2013, Ning, 2014]),
- ainsi que des matériaux composites à matrices inorganiques ([Flavio de Andrade *et al.*, 2010]).

En plus de la possibilité d'atteindre d'importants taux de déformation, la réduction de la longueur utile des éprouvettes permet de limiter les effets d'inertie engendrés lors d'essais dynamiques. Considérant que le temps de relaxation du matériau est bien inférieur au temps de sollicitation, des champs cinématiques hétérogènes peuvent apparaître le long de la zone utile de l'échantillon. Ces hétérogénéités peuvent engendrer des biais sur la mesure des grandeurs macroscopiques et donc sur l'identification des paramètres constitutifs des lois de comportement. S'il on considère le ratio longueur sur largeur, noté λ , les éprouvettes non-normalisées utilisées dans la littérature peuvent présenter des ratios pouvant aller jusqu'à $\lambda = 0.6$, tandis que les éprouvettes normalisées, eu égard au respect du principe de St Venant ainsi qu'à la quantité de motifs élémentaires à inclure dans la zone utile afin d'assurer la représentativité du comportement, sont définies pour $\lambda \geq 5$. L'utilisation de géométries réduites permet de minimiser les temps d'aller-retour des ondes au sein du montage, et

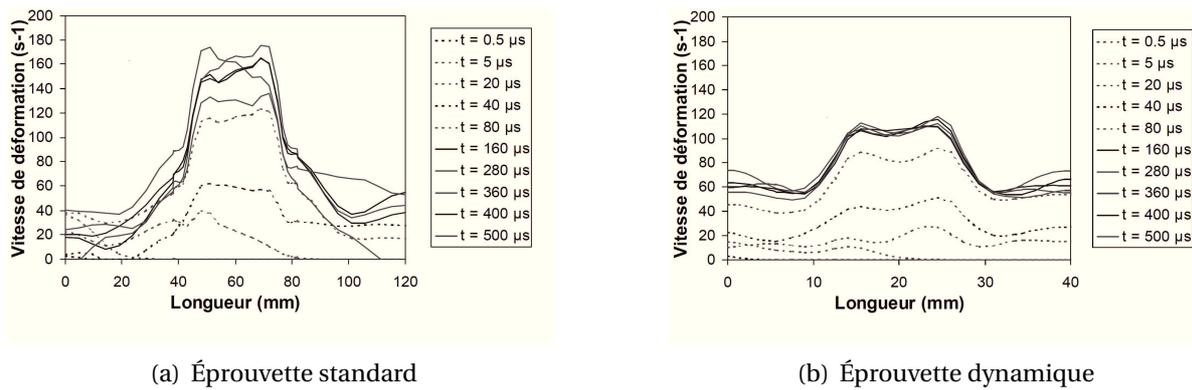


FIGURE 2.5 – Profil de contraintes le long de la longueur utile d'éprouvettes sollicitées numériquement à $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ et tracés pour divers incréments de temps ([Hug, 2005])

ainsi de minimiser le temps nécessaire à l'homogénéisation des champs cinématiques dans la zone utile (voir Figure 2.5). De plus, réduire la section des éprouvettes permet de minimiser l'effort à transmettre aux échantillons pour les solliciter, et de fait minimiser l'excitation de la cellule de charge et l'amplitude des oscillations sur les signaux mesurés, et cela, sans interférer ni sur le principe de St Venant, ni sur le ratio λ .

En résumé, les avantages liés à l'utilisation de géométries réduites pour les essais dynamiques ne sont plus à démontrer, tant elles permettent de pallier la quasi-intégralité des problématiques associées à ces essais (effets d'inertie, grandes vitesses de déformation, minimisation des oscillations et des phénomènes de résonance). Cependant, aucun consensus formel n'existe concernant la réalisation d'essais dynamique sur matériaux composites, amenant ainsi chaque laboratoire à spécifier et utiliser sa propre géométrie. En outre, on soulève les questions suivantes :

- Les géométries réduites assurent-elles la représentativité d'un comportement identifié sur éprouvette normalisée ?
- Les tendances concernant l'influence des effets de vitesses sur le comportement d'un même matériau peuvent-elles être comparées entre plusieurs travaux issus de laboratoires différents ?

La littérature concernant les effets de vitesse sur matériaux composites à matrice organique, pourtant très riche comme nous le verrons dans la Section 2.1.2, présente peu ou pas d'éléments de réponse à ces questions. Des essais de recouvrement pour la même sollicitation, réalisés à l'aide de deux machines différentes, ou la preuve de la représentativité des résultats issus de l'utilisation d'éprouvettes réduites sont rarement présentés. Les travaux de **Berthe** sur la validation de la représentativité d'une éprouvette réduite adaptée aux sollicitations dynamiques dans le régime linéaire réversible (voir Section 2.2.1) font figure d'exception et semblent donc pouvoir être considérés comme une démarche pertinente et à étendre jusqu'à rupture.

2.1.1.D Interruption d'essais mécanique à hautes vitesses

En marge de la caractérisation des propriétés macroscopique élastiques et à rupture, l'influence de l'augmentation de la vitesse de déformation sur l'initiation et la croissance

de l'endommagement reste encore peu étudiée. Des travaux menés sur des matériaux composites à matrice organique, comprenant la réalisation d'essais dans la gamme des vitesses de fluage jusqu'à la gamme des vitesses quasi-statiques, ont permis de mettre en exergue une décroissance de la densité de fissuration, ainsi qu'un décalage du seuil d'initiation de l'endommagement en fonction de la contrainte ([Raghavan, 1996, Nguyen et Gamby, 2007]). Ces tendances proviennent de campagnes d'essais usuelles, réalisées en traction cyclée avec charge/décharge à basses vitesses, qui ne pourraient être réalisées aussi facilement en dynamique qu'en statique.

L'asservissement en boucle ouverte du vérin hydraulique d'une machine d'essais dynamique empêche de procéder à l'interruption de la descente du vérin, et cela jusqu'à l'atteinte de sa limite en déplacement vertical. En conséquence, les rares tentatives d'investigation des effets de vitesses sur le comportement endommageable des composites sollicités en dynamique, sont fondées sur l'utilisation d'un fusible, rajouté en série de l'éprouvette ([Lataillade *et al.*, 1996]). Cette démarche permet de solliciter et analyser le comportement du matériau à divers états de dégradation avant rupture.

Dans les travaux de **Fitoussi** ([Jendli *et al.*, 2004, Fitoussi *et al.*, 2005, Fitoussi *et al.*, 2013]), les essais de traction dynamique sont interrompus en ayant recours à l'utilisation d'un fusible en PMMA doublement entaillé (voir Figure 2.6(a)). Cette technique permet de piloter les différentes valeurs du niveau de contrainte auquel l'échantillon composite pourra être sollicité à travers la largeur des entailles du fusible. Le pilotage et le respect des incréments de

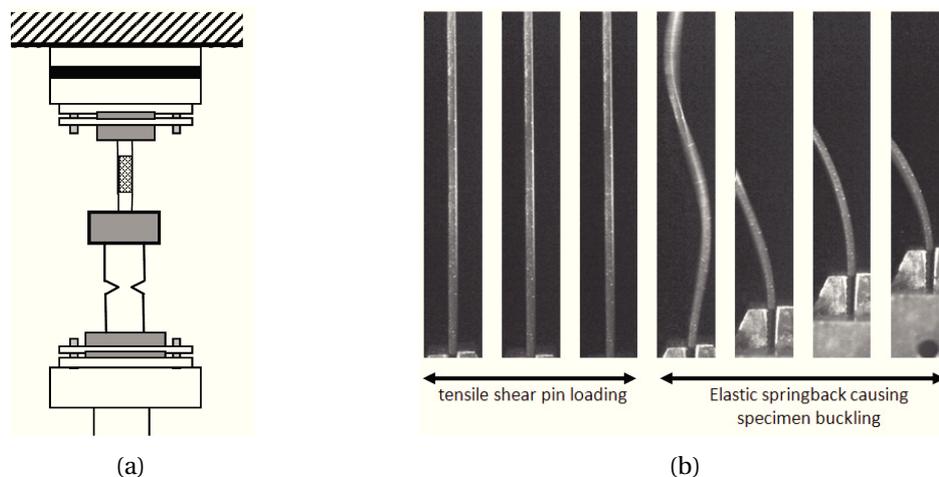


FIGURE 2.6 – *Technique d'interruption pour des essais de traction à grandes vitesses réalisés avec une machine servo-hydraulique*

contrainte prescrits aux échantillons restent néanmoins associés à la mécanique de la rupture et donc peuvent s'avérer très dispersifs. De plus, cette dispersion est intimement liée à la précision de l'usinage des entailles du fusible. Par ailleurs, l'utilisation d'un matériau thermoplastique tel que le PMMA reste discutable au regard des fortes influences que peuvent avoir les conditions environnementales ainsi que les effets de vitesse sur ses propriétés à rupture ([Moy *et al.*, 2011, Rabemanjara, 2015]). Enfin, une limitation à cette technique réside dans le fait que le retour élastique intervenant après la rupture du fusible, est susceptible de solliciter l'éprouvette en compression, voire en flambement (voir Figure 2.6(b)). Cela peut causer le développement de mécanismes de dégradation supplémentaires, qu'il est délicat

voire impossible à distinguer et à soustraire lors de la mesure de l'endommagement macroscopique.

Sur le même principe, **Battams** présente dans ses travaux un moyen d'interruption fondé sur le cisaillement d'un fusible contraint entre deux fourchettes (voir Figure 2.7(a)). Le matériau choisi pour les fusibles est un alliage d'aluminium 6082-T6, dont la sensibilité à l'augmentation de la vitesse a été démontrée ([**Battams, 2014**]). Cette technique ne se dis-

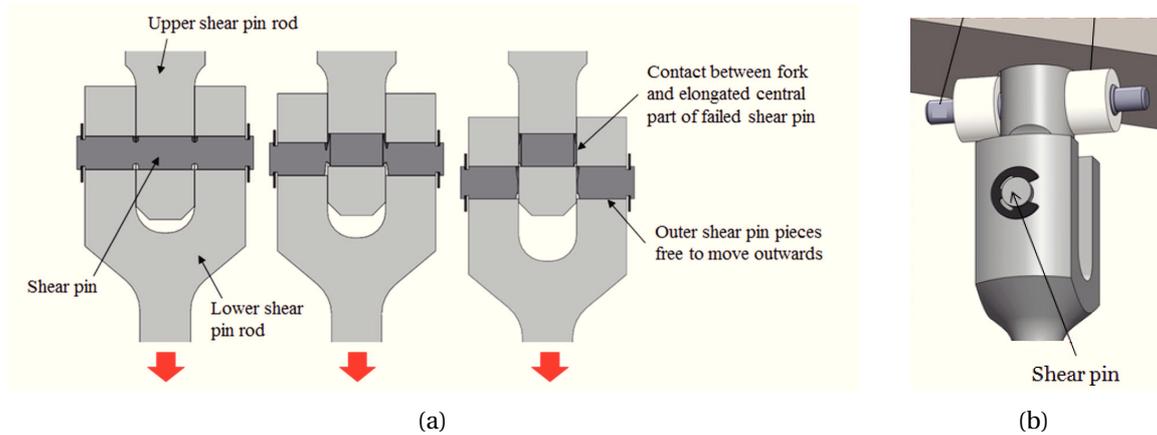


FIGURE 2.7 – *Technique d'interruption lors d'essais de tractions à grande vitesses réalisés avec une machine servo-hydraulique*

tingue ni par la réduction des dispersions expérimentales ni par sa facilité de mise en place. Elle présente néanmoins l'avantage de prévenir un éventuel retour-élastique et donc l'introduction d'endommagements additionnels indésirables. En utilisant une butée mécanique permettant d'immobiliser le mors du bas ainsi que par le recours à une précontrainte appliquée à l'éprouvette avant chaque essai, la mise en compression est empêché après chaque retour élastique. Cependant, des effets d'inertie liés à la géométrie des fusibles contraignent cette technique à ne pas pouvoir être utilisée au-delà de 3 m/s. En outre, la pré-charge nécessaire à cette méthode est de l'ordre de $\varepsilon = 0.35\%$, ce qui pourrait perturber l'identification des propriétés élastiques dans les directions de faiblesses de composites à matrice thermoplastique, qui rappelons-le, présentent un domaine réversible très faible, voire quasi-inexistant.

A contrario des techniques d'interruption pilotées en contraintes, les travaux présentés dans [**Dongfang et al., 2010**] présentent un pilotage d'arrêt d'essai dynamique en déformation. Cette étude se focalisant sur les phénomènes de striction et de rupture de barres de cuivre à hautes vitesses, illustre l'utilisation d'un montage spécifique permettant de contrôler le niveau d'élongation des échantillons testés. Ce dispositif a été utilisé sur une large gamme de vitesses dynamiques et a prouvé son efficacité ainsi qu'une répétabilité satisfaisante dans sa capacité à capturer des phénomènes dynamiques et instables. Cette technique offre une faible dispersion pour une précision accrue ainsi qu'une mise en place relativement aisée et reproductible.

2.1.2 Sensibilité à la vitesse de sollicitation des matériaux composites à matrice organique

La sensibilité du comportement des matériaux composites à l'augmentation de la vitesse de déformation a déjà été largement mise en évidence dans la littérature ([**Dash et al.,**

2014)). À la fin des années 90, les effets de vitesse concernant le comportement des matériaux composites stratifiés unidirectionnels et multidirectionnels à matrice organique sont largement étudiés et renseignés ([Jacob *et al.*, 2004]), tandis que les effets de vitesse sur le comportement des composites tissés seront étudiés légèrement plus tard ([Binienda et Goldberg, 2011]). Cependant, sans l'utilisation de préconisations associées aux géométries d'éprouvettes, de moyens d'essais spécifiques, ainsi que de procédures d'analyses des courbes, la quantité de travaux menés ainsi que la variété de matériaux testés, amènent souvent à des résultats contradictoires ou à un manque de robustesse des tendances dégagées ([Barre *et al.*, 1996]).

Suivant la direction des fibres et en traction, les résultats permettent majoritairement de dégager une tendance à l'augmentation des propriétés élastiques, aussi bien pour les composites renforcés de fibres de carbone que pour ceux renforcés de fibres de verre ([Daniel et Liber, 1978, Shokrieh et Omid, 2008, Al-Zubaidy *et al.*, 2013]). En compression, les résultats permettent majoritairement de dégager, là encore, une tendance à l'augmentation des propriétés élastiques, que les renforts soient de carbone ou de verre ([Daniel et Hsiao, 1998, Hosur *et al.*, 2001, Shokrieh et Omid, 2009a]). Enfin, suivant la direction de cisaillement, la tendance à l'augmentation des propriétés élastiques avec la vitesse est également majoritairement respectée ([Daniel et Hsiao, 1998, Gilat *et al.*, 2002, Berthe *et al.*, 2013]).

Néanmoins, il est possible de trouver des travaux contredisant ces tendances générales. Dans ([Harding et Welsh, 1983, Taniguchi *et al.*, 2007]), les propriétés élastiques en traction des matériaux composites orientés à 0° par rapport à la direction des fibres sont insensibles à l'augmentation de la vitesse. De plus, dans ([Shokrieh et Omid, 2009b, Brown *et al.*, 2010]), les propriétés élastiques en cisaillement décroissent avec l'augmentation de la vitesse.

Enfin, en ce qui concerne l'évolution des propriétés à rupture et notamment en traction et en cisaillement, les tendances générales révèlent une augmentation des propriétés à rupture, et notamment des contraintes ultimes ([Bonnet *et al.*, 2006, Lopez-Puente et Li, 2012, Foroutan *et al.*, 2013]). Quant aux déformations à rupture, il est plus difficile de dégager et de statuer d'une tendance générale.

2.1.3 Bilan et intérêts de la démarche proposée

Au terme de ce bref état de l'art concernant l'effet de la vitesse sur le comportement des matériaux composites à matrice organique, on constate que l'étude des composites tissés à matrice thermoplastique et notamment PA 66 reste encore peu étoffée. De plus, il est rare de trouver des informations sur l'évolution du coefficient de Poisson en fonction de l'augmentation de la vitesse. Ce dernier serait insensible à l'augmentation de la vitesse d'après les travaux de [Okoli et Smith, 2000] réalisés sur un matériau composite à matrice époxy renforcée de fibres de verre. En outre, il est clair que la sensibilité de tout composite à la vitesse est gouvernée par la viscosité de la phase polymère, qui de fait aura tendance à rigidifier et devenir de moins en moins ductile. Cependant, les spécificités liées aux renforts, i.e. leur nature, leur fraction volumique, leur motif de tissage, leur ensimage, peuvent influencer sur les tendances macroscopiques liées à l'influence de la vitesse. Rappelons également que le manque de données cohérentes, ainsi que l'origine des contradictions semblent être liés au fait que les essais de caractérisation, au travers des spectres de vitesses aussi larges que ceux balayés par les études présentes dans la littérature, ne sont pas normalisés et donc que les éprouvettes et les conditions expérimentales utilisées peuvent biaiser l'identification des

propriétés.

Finalement, il convient de rester prudent quant à la réutilisation immédiate de données expérimentales issues de la littérature pour l'identification de paramètres de lois de comportement dépendante de la vitesse. Il semble en effet nécessaire de fournir les preuves de la représentativité ainsi que de la continuité des grandeurs caractérisées suivant une large gamme de vitesses de sollicitation et plus particulièrement lorsque les moyens et les dimensions d'éprouvettes diffèrent en fonction des plages de vitesses étudiées. Dans un premier temps, c'est dans cet esprit que la Section 2.2.1 introduit un nombre de critères expérimentaux permettant de valider la représentativité de la caractérisation du comportement fondée sur l'utilisation d'une éprouvette à dimensions réduites et adaptées aux essais dynamiques. Dans un second temps, nous présenterons les résultats du développement d'une nouvelle technique d'interruption d'essais de traction en dynamique adaptée aux matériaux composites. Associé au protocole expérimental décrit en Section 2.2.2, cette technique permet de contourner les principales difficultés présentées préalablement.

2.2 Caractérisation du comportement macroscopique jusqu'à rupture dans la gamme des vitesses dynamiques

La section précédente a mis en relief la difficulté d'obtenir et la nécessité d'aboutir à des données de caractérisation expérimentales propres et cohérentes à travers le large spectre des vitesses de déformation quasi-statiques et dynamiques. Cette section se focalise donc sur le développement d'un protocole expérimental de caractérisation et d'identification de la sensibilité, à divers taux de déformation, des paramètres constitutifs d'une loi de comportement. Cette procédure peut être considérée comme une première étape vers une procédure pré-normalisatrice concernant les essais visant à caractériser le comportement de matériaux composites dans les gammes de vitesses dynamiques. L'ensemble des campagnes expérimentales est réalisé sous un conditionnement ambiant : $T = 23^{\circ}\text{C}$, $\text{RH} \approx 50\%$.

2.2.1 Un protocole de réduction d'éprouvettes normalisées

Dans la section 2.1.1, il a été démontré le caractère judicieux de l'utilisation de géométries réduites d'éprouvettes pour la caractérisation du comportement en dynamique. Dans ces travaux, l'utilisation des dimensions des géométries d'éprouvettes normalisées, qu'on désignera de Type A, est considérée rétrograde du fait de l'impossibilité d'atteindre de hautes vitesses de déformation sans l'introduction d'effets d'inertie et de phénomènes de résonance. Par conséquent, deux nouvelles géométries d'éprouvettes (Type B et Type C) adaptées à la réalisation d'essais dynamiques sont introduites (voir Tableau 2.1) et sont fondées sur un critère de réduction géométrique défini par $\lambda = 2$ ([Berthe *et al.*, 2013]).

La représentativité dans le domaine viscoélastique, vis-à-vis du comportement caractérisé sur éprouvettes normalisées, des éprouvettes à géométrie réduite de Berthe a déjà été démontrée. En outre, les auteurs ont fait le choix de réduire la section des éprouvettes dynamiques dans un souci de minimiser l'excitation, par conséquent la résonance, de la cellule d'effort piézoélectrique. En revanche, concernant les travaux présentés dans la suite, la réduction de section des éprouvettes n'est pas considérée. Ce choix résulte de l'éventuelle introduction d'un effet d'épaisseur pouvant être d'ordre un sur la caractérisation du compor-

Orientations	Types	Longueurs utiles	Largeurs	Épaisseurs	Longueurs des talons
0°	A	130	20	1.5	60
	C	60	20	1.5	60
45°	A	130	25	1.5	60
	B	50	25	1.5	60
	C	60	25	1.5	60

TABLEAU 2.1 – Dimensions des géométries d'éprouvette pour chaque orientation (en mm)

tement non-linéaire et endommagé du matériau ([Berthe *et al.*, 2013]). Par ailleurs, contraint par les grandes dimensions du motif élémentaire représentatif du matériau étudié, la largeur des éprouvettes réduites B et C reste inchangée par rapport aux dimensions des éprouvettes normalisées. Nous étudierons donc uniquement l'effet d'une réduction de *longueur* de plus de 50%, en confrontant le comportement de chacune des géométries de Type B et de Type C, avec le comportement des éprouvettes de Type A, considéré comme la référence en quasi-statique.

Dans un premier temps, nous considérons le cas le plus sévère du critère géométrique issu de la littérature et évaluons ainsi la représentativité du comportement de l'éprouvette Type B, tant pour le domaine réversible que pour le domaine non-linéaire jusqu'à rupture. Pour cela, un protocole expérimental est présenté, et sera appliqué à chaque géométrie et chaque orientation. Le protocole, en deux étapes, et ses objectifs sont décrits dans la suite :

- **Étape 1 :** Évaluer l'homogénéité des champs cinématiques dans les régions correspondantes aux zones de mesures de l'éprouvette. Ayant recours à un équipement de mesure de champs par stéréo-corrélation d'images (S-DIC) et un asservissement de la machine d'essais en taux de déplacement adaptés, la cohérence des champs de déformation est évaluée dans le domaine de déformations recommandé pour l'identification des propriétés élastiques en traction dans la norme [ISO, 2012]. Les mesures de champs sont obtenues à l'aide de deux caméras Baumer TXG20 (1/1.8" : taille du capteur, 1624 × 1236 pixels, 8-bits) fixées sur un trépied équilibré et stabilisé. La synchronisation entre les données de la machine d'essais et l'acquisition des images est définie à 1 Hz. Une région d'intérêt (ROI = 31 × 25 mm²) identique et située au milieu de la longueur utile, est capturée par les caméras pour chacune des éprouvettes testées. Par conséquent, pour chacune des géométries d'éprouvettes testées (Type A, Type B et Type C), la totalité de la largeur d'éprouvette est capturée, et la quasi intégralité de la longueur de la zone utile des éprouvettes à géométrie réduite peut également être observée. De part cette configuration, l'aire d'un pixel représente approximativement 20 × 20 μm². Une procédure de calibration est réalisée, par le biais d'une mire étalon adaptée aux dimensions de la zone observée, et par la prise en compte des spécifications requises pour le post-traitement des images par le logiciel VIC-3D 2013. Les calculs de post-traitements des déplacements 3D acquis lors des essais sont réalisés après un choix de discrétisation spatiale de la ROI par des *subsets* carrés d'aire 21 × 21 pixels², et une distance entre les milieux des deux *subsets* consécutifs définie à 7 pixels. L'erreur de mesure est estimée en moyenne à 0.5 μm.

- **Étape 2** : Évaluer la similitude de la réponse macroscopique jusqu'à rupture et des mécanismes de comportement non-linéaires associés. L'obtention de la réponse en contrainte et déformation est obtenue en réalisant des essais sous chargement de traction uniaxiale cyclée et à incréments croissants de contrainte. Les essais sont pilotés en vitesse afin de garantir que chacune des géométries de longueurs différentes puissent être sollicitées dans une plage de vitesses de déformation identique. Les propriétés élastiques sont identifiées suivant l'intervalle de déformation $0.005\% \leq \varepsilon_{45^\circ} \leq 0.25\%$, défini dans la norme [ISO, 2012]. Les contraintes et déformations ultimes sont considérées comme étant les valeurs maximales atteintes par les contraintes et déformations macroscopiques, à l'instant précédent la rupture instable des éprouvettes.

L'ensemble des essais, pour ce protocole de validation d'éprouvettes à géométrie réduite, a été réalisé à l'aide d'une machine conventionnelle électromécanique Instron 5982L4501 munie d'une cellule de force de 100 kN. L'acquisition des données expérimentales en déformation, menant aux post-traitements des propriétés en traction, est réalisée à l'aide de deux¹ extensomètres à contact linéaire, préalablement étalonnés et tous deux situées au centre des longueurs utiles des éprouvettes. De plus, du fait du motif de tissage et des positions de ce motif lors de la découpe des éprouvettes, l'ensemble des essais aura été répétés au moins trois fois, afin de prendre en compte les écarts relatifs à la dispersion de la microstructure. Cette dispersion expérimentale sera illustrée dans la suite à l'aide de barres d'erreur sur les courbes présentées, ainsi que par un intervalle d'incertitude en écart-type sur chaque grandeur.

Les résultats de la procédure de validation sont présentés dans la suite, pour chaque type de géométrie et pour les deux orientations majeures dans le plan du matériau.

2.2.1.A Validation de l'éprouvette réduite pour l'orientation à 45°

Dans un premier temps, nous nous intéressons à la validation de la réduction de la géométrie des éprouvettes orientées à 45° par rapport à la direction des fibres.

Validation de la géométrie Type B dans le domaine réversible

La première étape du protocole se focalise sur l'évaluation de la représentativité, dans le domaine réversible, de l'éprouvette de Type B. Afin de s'assurer que les deux géométries de longueur différente (Type A et Type B) sont sollicitées dans la même gamme de vitesse de déformation, les essais de traction uniaxiale sont menés à différentes vitesses respectives à chaque type d'éprouvette. Une vitesse de traverse $v_t = 10 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ est choisie pour les éprouvettes Type A et une vitesse $v_t = 5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ est définie pour les éprouvettes de Type B. Ces vitesses correspondant à des taux de déformation $\dot{\varepsilon}_{45^\circ} \simeq 1.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour l'éprouvette de Type A et $\dot{\varepsilon}_{45^\circ} \simeq 1.7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour l'éprouvette de Type B. Ces taux de déformation sont sensiblement proches pour l'évaluation du comportement dans le domaine réversible.

Il est possible, dans un premier temps, de comparer de manière qualitative l'homogénéité des champs de déformation des deux éprouvettes. Ainsi les résultats de la mesure des champs de déformation sont présentés aux environs d'une valeur moyenne de déformation $\varepsilon_{45^\circ} = 0.25\%$ (voir Figure 2.8), correspondant à la valeur maximale des bornes d'identification des propriétés élastiques préconisée dans la norme [ISO, 2012]. Les cartographies spatiales

1. Un extensomètre mesurant la déformation longitudinale et un extensomètre mesurant la déformation transversale (voir Annexe A).

de déformation semblent révéler un champ de déformation macroscopique homogène autour de la valeur prescrite. Cependant nous constatons que certaines régions situées dans la zone de mesure présentent des niveaux de déformation locaux sensiblement supérieurs et inférieurs à la valeur moyenne ciblée. Ces variations locales sont induites de manière intrinsèque par la nature et le motif du renfort tissé au sein du matériau composite, et de fait les régions à fort niveau de déformation semblent correspondre aux centres des noeuds du tissage ([Daggumati *et al.*, 2011]). *A contrario*, les régions présentant un faible niveau de déformation correspondent à des régions plus riches en fibres. Leur position est en adéquation avec l'enchevêtrement des torons provenant de l'architecture sergé et reflète donc la faible proportion de fibre observable en surface dans ces zones. Dans un second temps, il est aussi

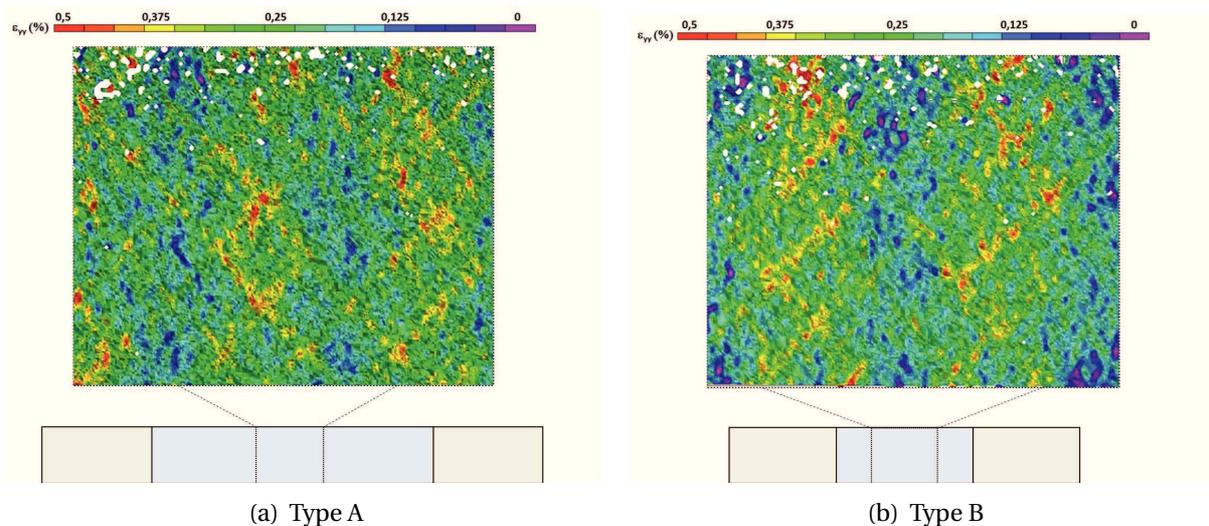


FIGURE 2.8 – Champs de déformation obtenus par S-DIC pour les géométries normalisée et réduite orientées à 45°

possible de comparer de manière quantitative l'écart-type moyen en déformation, noté $\bar{\eta}_\epsilon$. Cette grandeur peut être considérée comme un bon indicateur d'homogénéité des champs de déformation dans la zone observée ([Berthe *et al.*, 2013]). Pour l'éprouvette de Type A, un écart-type autour de la valeur moyenne est calculé à $\bar{\eta}_\epsilon = 0.079$ %, et pour l'éprouvette de Type B à $\bar{\eta}_\epsilon = 0.085$ %. Au vu de la faible dispersion des cartographies, il est possible de conclure que l'homogénéité de la zone de mesure est respectée et que les différences entre réponses des deux géométries d'éprouvettes sont négligeables. Malgré les inévitables et légères hétérogénéités d'origine structurelle, les champs cinématiques des éprouvettes normalisées et réduites, dans le domaine réversible, sont donc homogènes et identiques.

Enfin, et afin de d'assurer de la représentativité du comportement réversible de l'éprouvette de Type B, on réalise une comparaison qualitative et quantitative des courbes de traction et des modules de cisaillement avec l'éprouvette de Type A. Les grandeurs élastiques sont identifiées en respectant les prescriptions de la norme d'essais en quasi-statique [ISO, 2012] et l'asservissement est défini à taux de déformation $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ constant et identique pour les deux géométries. Les déformations longitudinale et transversale sont mesurées à l'aide d'extensomètres, dont les bases de mesures sont respectivement établies à 20 mm et 25 mm. La Figure 2.9(a) présente les courbes de réponse dans l'espace contrainte/déformation, suivant le repère local de cisaillement. Les tendances illustrées sur les courbes

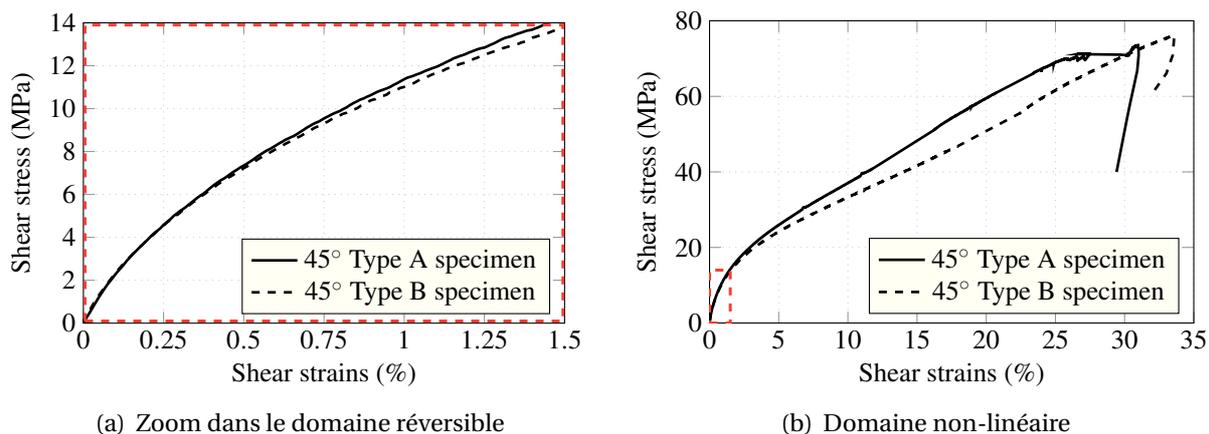


FIGURE 2.9 – Comparaison des courbes de contraintes en fonction des déformations pour les géométries Type A et Type B sollicitées à $v_t = 5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

de comportement dans le domaine réversible se révèlent être en très bon accord pour les deux géométries d'éprouvette considérées. De plus, l'identification des modules de cisaillement vient confirmer l'observation qualitative et mène à un module $G_{12} = 1.739 \pm 0.77\% \text{ GPa}$ pour l'éprouvette de Type A, et à $G_{12} = 1.712 \pm 0.3\% \text{ GPa}$ pour l'éprouvette de Type B. Par conséquent, ces résultats confirment la pertinence du critère géométrique énoncé dans la littérature ($\lambda = 2$), pour la caractérisation du comportement *viscoélastique* dans les gammes de vitesses élevées.

Limites de la géométrie de Type B dans le domaine non-linéaire

Dès lors qu'on s'intéresse au comportement du matériau au delà du domaine réversible, la Figure 2.9(b) illustre de manière significative l'apparition et le développement d'une tendance divergente associée aux comportements des deux éprouvettes. En effet, l'éprouvette de Type B semble présenter un comportement moins rigide que l'éprouvette de Type A. De plus, il est possible de comparer les grandeurs macroscopiques à rupture (voir Tableau 2.2) où des différences entre les deux éprouvettes peuvent être constatées avec une faible dispersion. Cette divergence de comportement est considérée rédhitoire dans le cadre de l'investigation des effets de vitesses sur le comportement du matériau jusqu'à rupture. Les travaux

Géométries d'éprouvettes	G_{12} (GPa)	σ_{12}^u (MPa)	ε_{12}^u (%)
45° Type A	$1.739 \pm 0.77\%$	$72.83 \pm 2.56\%$	$31.34 \pm 3.51\%$
45° Type B	$1.712 \pm 0.30\%$	$76.18 \pm 4.00\%$	$33.57 \pm 5.07\%$

TABLEAU 2.2 – Comparaison des propriétés du comportement macroscopique entre les géométries Type A et Type B sollicitées à $v_t = 5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

menés par **Berthe**, concernant l'optimisation et la validation d'une éprouvette à géométrie réduite et adaptée aux essais à hautes vitesses, ont révélé des incohérences semblables à notre cas dans le domaine non-linéaire. Entre une éprouvette de dimensions réduites et une éprouvette normalisée, aucune divergence n'apparaît dans la gamme de déformations du comportement réversible, mais, dès l'entrée dans le domaine non-linéaire et l'apparition

des premiers mécanismes de dégradation, le comportement issu des deux géométries tend à diverger jusqu'à rupture. Rappelons que les auteurs se focalisaient sur l'étude de la sensibilité à la vitesse du comportement *réversible* seulement.

Pour expliquer la divergence en non-linéaire, les auteurs postulent un hypothétique effet de bords et/ou de réduction d'épaisseur pouvant être d'ordre un sur le comportement non-linéaire. En effet, les sections des géométries dynamiques utilisées dans leurs travaux sont aussi réduites, afin de minimiser l'effort à transmettre aux échantillons, ainsi que pour permettre de minimiser l'excitation de la cellule d'effort. Les travaux de la présente thèse ne considèrent pas de réduction de section (pour les raisons préalablement énoncées) et la section de l'éprouvette de Type B reste inchangée par rapport à l'éprouvette de Type A. En conséquence, cette explication ne peut être satisfaisante. Le paragraphe suivant se focalise donc sur l'origine de cette divergence, en investiguant un effet structurel lié au tissage.

Discussion et définition de la géométrie de Type C

Dans le but d'identifier les origines des incohérences présentées au paragraphe 2.2.1.A, une cartographie des champs cinématiques de déformation dans la zone de mesure de l'éprouvette de Type B est présentée en Figure 2.10, pour un niveau de déformation $\varepsilon_{45^\circ} = 3\%$, situé dans le domaine non-linéaire du comportement. On constate qu'une discrétisation du champs de déformation en trois zones distinctes peut être observée en surface de l'éprouvette le long de la longueur utile. Cette cartographie met en exergue une répartition

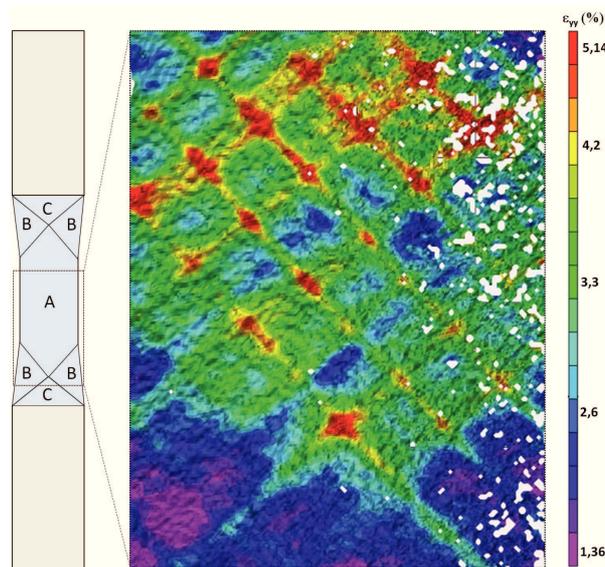


FIGURE 2.10 – Résultats de champs de déformation longitudinale observés dans la zone de mesure de l'éprouvette Type B obtenu par S-DIC à un niveau de déformation $\varepsilon_{45^\circ} = 3\%$ et schéma discrétisant la zone utile en régions A, B et C

des déformations et un effet structurel bien connu, souvent rencontrés lors de la réalisation d'essai de biais ([d'Agostino *et al.*, 2015]). Les régions C de l'éprouvette, au voisinage proche des talons et des mors, correspondent à une zone où le niveau de déformation de cisaillement est extrêmement faible, car contraint par les talons et le serrage des mors. Les régions B correspondent à des niveaux intermédiaires de cisaillement, avec un effet des talons limités, tandis que la région A, au centre de la longueur hors-mors et idéalement au centre de la

zone de mesure, définit une zone où les niveaux de déformation de cisaillement sont maximisés. A la lumière des hétérogénéités en présence dans la zone de mesure observée par les caméras, il apparait que les mesures de déformation peuvent être fortement impactées par la localisation et la taille de la base de mesure des extensomètres optiques. Ainsi, plus la base de mesure extensométrique est grande et est décalée par rapport au milieu de la zone utile de l'éprouvette, plus les biais et incohérences sur la mesure peuvent être significatifs. Par ailleurs, les observations menées dans les travaux de [Harrison *et al.*, 2003], portant sur la caractérisation du comportement en cisaillement des tissus, auront permis d'établir un lien corrélant le rapport λ et la contribution que la région B peut avoir sur la force mesurée à écartement des mors donnée sur un essai biais. Les auteurs notent d'une baisse significative des effets de la région B sur la force mesurée avec l'augmentation du rapport λ . De fait, pour assurer la représentativité du comportement non-linéaire d'une éprouvette à géométrie réduite, il convient de définir une valeur minimum de λ .

Par conséquent, la réduction de la géométrie d'une éprouvette de traction normalisée se trouve être dimensionnée selon un compromis portant sur le choix :

- d'une minimisation notoire de la longueur utile de l'éprouvette permettant d'atteindre d'importants taux de déformation,
- d'une base de mesure suffisamment grande de façon à être adaptée aux dimensions du motif élémentaire et à minimiser le bruit,
- d'un rapport longueur sur largeur minimum approprié et minimisant les interactions entre la zone de mesure et les régions ayant des niveaux de déformation affectés par les conditions limites des régions B et C.

L'influence des régions B et C sur la réponse nous amène ainsi à définir une longueur utile d'éprouvette L , prenant en compte les contraintes associées aux dimensions de notre base de mesure (longueur a_1 /largeur a_2), et à la largeur des éprouvettes b (voir Figure 2.11).

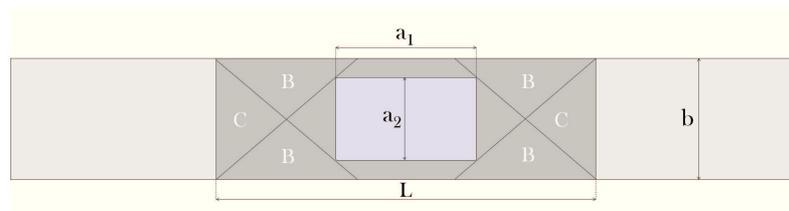


FIGURE 2.11 – Schéma des différentes régions sur éprouvette de traction pour essais biais

La longueur utile minimale est donc définie par l'Equation 2.1.

$$L = 2\sqrt{2b^2 - a_2^2} + a_1 \quad (2.1)$$

On adopte une base de mesure a_2 égale à la largeur de l'éprouvette, donc l'Equation 2.1 devient (avec $b = 25$ mm and $a_1 = 20$ mm) :

$$L = 2b + a_1 = 70 \quad (2.2)$$

Dans cette configuration, aucune interaction n'est envisagée entre la zone de mesure et les régions hétérogènes en cisaillement mais la longueur utile a fortement augmentée.

Afin de conserver les bénéfices de la réduction de la longueur, un compromis est fait en choisissant une longueur $L = 60$ mm. Nous justifions brièvement ce choix en évoquant les conclusions issues d'une campagne expérimentale réalisée sur différentes éprouvettes de longueurs différentes ($L = 60, 65$ et 70 mm). Les résultats ont montré que l'éprouvette définie pour $L = 60$ mm permettaient d'obtenir des courbes de réponse les moins perturbées, notamment dans la partie du comportement correspondant au régime non linéaire. Les géométries d'éprouvettes de Type C pour les deux orientations à 0° et 45° se réfèrent donc à cette valeur de longueur (voir Tableau 2.1). L'hypothèse que la contribution sur le comportement de la région B reste faible et peut-être considérée négligeable va être maintenant évaluée.

Validation du comportement non-linéaire de la géométrie de Type C

La deuxième étape du protocole de validation de la réduction d'une éprouvette normalisée concerne maintenant l'éprouvette de Type C, pour des gammes de déformation correspondant à un comportement non-linéaire. Nous considérons de fait que les modifications apportées à la longueur utile n'entrent pas en conflit avec la représentativité du comportement réversible (hypothèse qui sera validée et confirmée dans la suite). Comme défini dans la Section 2.2.1, des essais de charges/décharges en traction uniaxiale avec des incréments de contrainte croissants dans le domaine non-linéaire sont réalisés. Ces essais nous permettent d'évaluer et de comparer le comportement non-linéaire endommagé entre deux éprouvettes de Type A et C. De manière identique aux essais instrumentés par S-DIC dans le domaine réversible, l'asservissement de la traverse de la machine est défini avec des vitesses différentes et adaptées aux deux géométries ($\nu_t = 1$ mm.min⁻¹ pour l'éprouvette de Type A et $\nu_t = 0.5$ mm.min⁻¹ pour l'éprouvette de Type C). Ces vitesses de déformation correspondent en moyenne à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{45^\circ} \approx 1.35 \cdot 10^{-4}$ s⁻¹ pour les deux types d'échantillon. Nous choisissons de discrétiser le comportement non-linéaire jusqu'à rupture par le biais de 6 incréments de contrainte définis à $\Delta\sigma_{45^\circ} = 20$ MPa. Afin de comparer l'évolution de l'endommagement macroscopique entre les deux géométries, les rigidités tangentes en cisaillement K^s sont mesurées au début de chaque recharge. Relativement à la rigidité initiale K_0^s , la Figure 2.12(a) illustre l'évolution de la chute de rigidité K^s pour les deux éprouvettes. On constate que les tendances sont peu dispersives et semblent être en accord

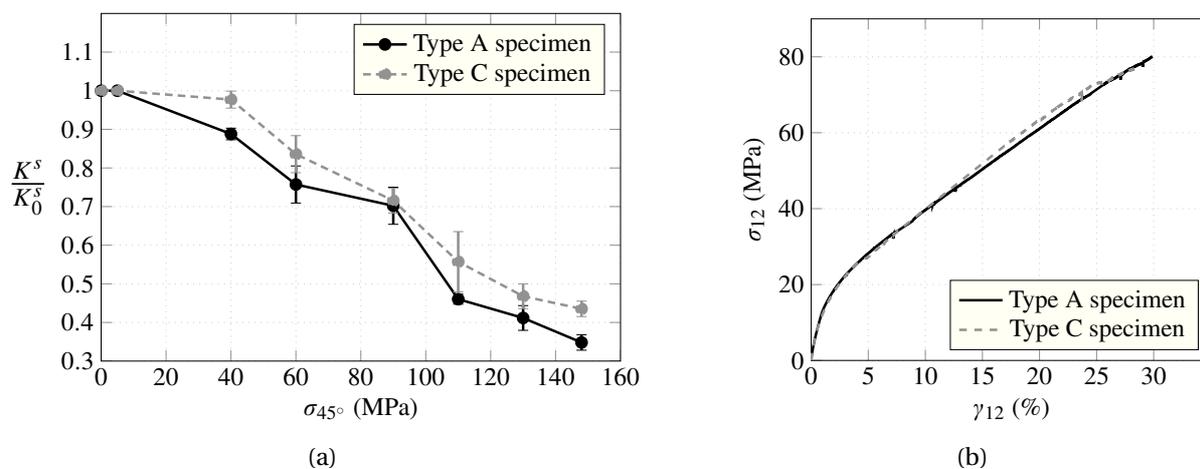


FIGURE 2.12 – Comparaison du comportement macroscopique en cisaillement, a) des chutes de rigidité K^s , b) des courbes enveloppes

pour les deux types d'éprouvettes. Il semble ainsi que les deux géométries soient affectées de la même manière par la croissance de l'endommagement.

Finalemment, la dernière phase de l'étape 2 du protocole de validation évalue la pertinence du compromis sur la réduction de longueur réalisé pour la géométrie de Type C proposée ($L = 60$ mm au lieu de 70 mm comme suggéré à l'Equation 2.2). L'objectif est de montrer que la limitation des interactions de la région B sur la zone de mesure permet d'éviter les divergences sur les tendances macroscopiques du comportement non-linéaire et à rupture en cisaillement (contrairement à l'éprouvette de Type B en Figure 2.9(b)). Les deux types d'éprouvette (A et C) sont donc sollicités de manière identique en traction monotone uniaxiale jusqu'à rupture, à un taux de déformation $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, par le biais d'un extensomètre longitudinal. La comparaison des courbes contrainte – déformation, dans le repère local de cisaillement, est tracée en Figure 2.12(b). On constate qu'à présent le comportement issu de l'éprouvette réduite de Type C, semble être cohérent par rapport au comportement caractérisé à l'aide de l'éprouvette normalisée. Relativement à la dispersion expérimentale, un faible écart est observé entre les différentes courbes de réponse des éprouvettes A et C. Il est également possible de comparer les grandeurs macroscopiques dans le domaine réversible et à rupture, indiquées dans le Tableau 2.3. Dans un premier temps, notons que

Gométrie d'éprouvette	G_{12} (GPa)	σ_{12}^u (MPa)	ϵ_{12}^u (%)
45° Type A	$1.849 \pm 0.80\%$	$80.09 \pm 1.48\%$	$29.88 \pm 3.64\%$
45° Type C	$1.812 \pm 0.63\%$	$78.98 \pm 2.38\%$	$28.74 \pm 4.35\%$

TABLEAU 2.3 – Propriétés macroscopiques en cisaillement identifiées pour les géométries d'éprouvettes Type A et Type C

l'hypothèse consistant à considérer que la réduction de longueur n'engendrait aucune modification de la représentativité du comportement réversible est confirmée une fois encore, au regard du faible écart présent sur les modules de cisaillement identifiés avec les deux types d'éprouvettes. En effet les grandeurs élastiques identifiées suivant l'intervalle d'identification normalisé permettent de mettre en évidence la représentativité de l'éprouvette de Type C dans les gammes de déformation du domaine réversible. De plus, l'apport lié à l'utilisation de la géométrie d'éprouvette de Type C s'illustre par le faible écart observé entre les grandeurs macroscopiques identifiés à rupture pour les deux géométries. Notons pour finir et par souci de transparence que les grandeurs macroscopiques identifiées sur ces essais sont quelque peu différentes de celles identifiées et présentées au paragraphe 2.2.1.A - Tableau 2.2. Ces éprouvettes n'étant pas dédiées à la caractérisation de paramètres constitutifs d'une loi de comportement, les réponses observées reflètent les différences de conditions environnementales entre les deux campagnes d'essais (voir Chapitre 1).

En conclusion, les différentes étapes d'évaluation de la représentativité d'une éprouvette à géométrie réduite permettent de confirmer la robustesse et la cohérence de la réponse de l'éprouvette de Type C proposée. Malgré une longueur utile significativement réduite (plus de 50% par rapport à la longueur de l'éprouvette de Type A), aucune modification du comportement non-linéaire n'est observée. Les échantillons réduits de Type C ne révèlent pas de divergence et restent représentatif d'un comportement quasi-statique identifié sur éprouvette normalisée, tout en permettant d'atteindre des vitesses de déformations

élevées lors d'essais sur machine servo-hydraulique.

2.2.1.B Validation de l'éprouvette réduite pour l'orientation à 0°

Le comportement des composites à matrice organique renforcée de tissus en fibres de verre sollicités dans le sens des fibres est également sensible à la vitesse de déformation ([Bonnet, 2005, Foroutan *et al.*, 2013]). Comme l'architecture tissée en sergé confère un certain degré de souplesse et de déformabilité au matériau, un transfert de charges non-négligeable existe entre les fibres et la matrice. Le comportement visqueux du composite, imputable aux mécanismes de déformation de la matrice, peut donc contribuer de manière notable à la réponse du matériau en fonction du type d'architecture, et donc entraîner une sensibilité au taux de déformation même dans le sens des fibres.

De manière identique à la validation de l'éprouvette Type C pour une orientation hors-axes à 45°, le protocole de validation en deux étapes est réalisé afin d'évaluer la cohérence de l'éprouvette Type C pour une orientation à 0°. Les paramètres et résultats expérimentaux sur cette configuration d'éprouvette sont décrits dans la suite :

- **Étape 1** : L'éprouvette de Type A orientée à 0° par rapport à la direction des fibres, est sollicitée à l'aide d'une vitesse de traverse $v_t = 10 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ correspondant à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{0^\circ} \approx 1.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, tandis que l'éprouvette de Type C est sollicitée à $v_t = 5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{0^\circ} \approx 1.4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Les résultats obtenus par S-DIC, présentés sous la forme de cartographies des champs cinématiques de déformation longitudinales, sont présentés en Figure 2.13, autour d'une valeur moyenne de déformation proche de $\epsilon_{0^\circ} = 0.25\%$.

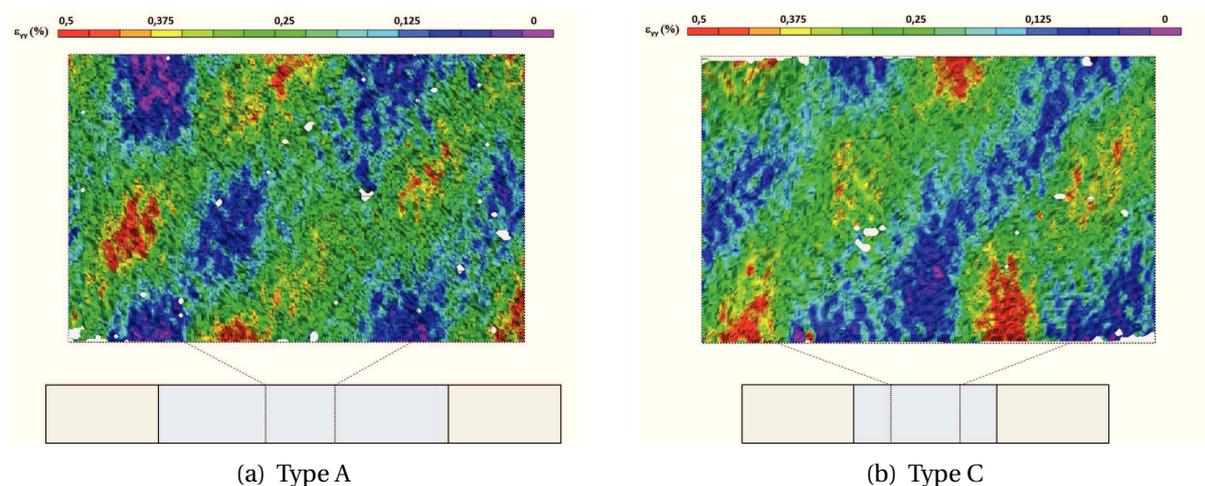


FIGURE 2.13 – Cartographies des champs de déformation longitudinale réalisées sur les géométries de Type A et C, orientées à 0° par rapport à la direction des fibres

Les valeurs d'écart-type sur les déformations longitudinales sont $\bar{\eta}_\epsilon = 0.093\%$ pour l'éprouvette de Type A, et $\bar{\eta}_\epsilon = 0.091\%$ pour l'éprouvette de Type C. A nouveau et malgré les hétérogénéités induites de manière intrinsèque par la déformation de l'architecture tissée, les deux champs de déformation apparaissent qualitativement et quantitativement identiques.

- Étape 2 :** Les essais de charges/décharges en traction uniaxiale ont été réalisés en asservissant la traverse avec une vitesse $v_t = 1 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ correspondant à un taux de déformation $\dot{\epsilon}_{0^\circ} \simeq 1.3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ pour la géométrie de Type A et avec un taux de déplacement $v_t = 0.5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ correspondant à $\dot{\epsilon}_{0^\circ} \simeq 1.4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ pour la géométrie de Type C. La comparaison du comportement endommagé issu des deux éprouvettes est obtenu en discrétisant le domaine non-linéaire par le biais de 7 incréments de contraintes définis comme $\Delta\sigma_{0^\circ} = 50 \text{ MPa}$. L'évolution de la chute de rigidité longitudinale K^l est illustrée en Figure 2.14(a).

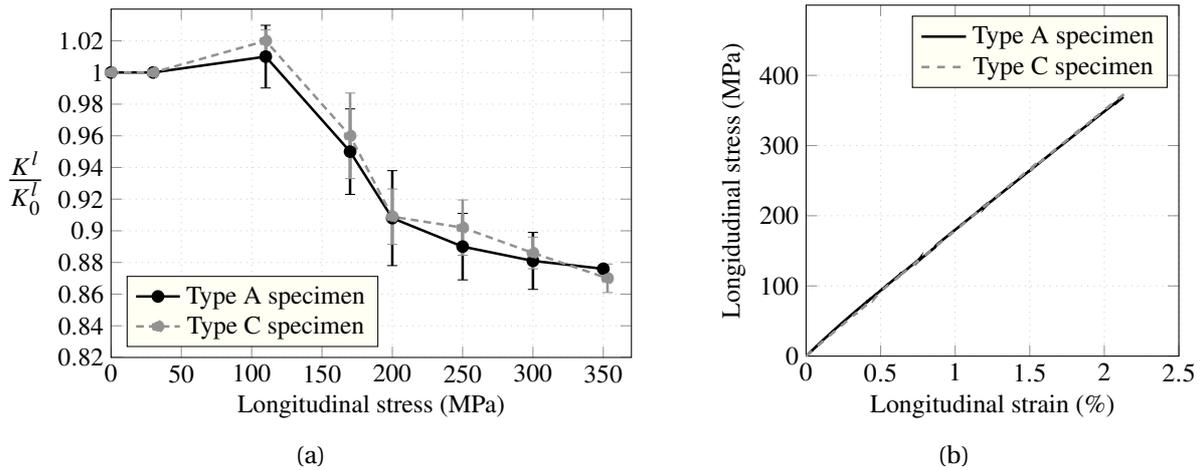


FIGURE 2.14 – Comparaison du comportement macroscopique pour les deux géométries orientées à 0° par rapport à la direction des fibres, a) des chutes de rigidité K^l , b) des courbes enveloppes

La superposition des deux tendances relatives à la cinétique d'endommagement des deux géométries est clairement visible, et largement à l'intérieur des barres d'incertitude. Finalement, les essais de traction monotone uniaxiale jusqu'à rupture sont réalisés à l'aide d'une consigne d'asservissement définie en vitesse de déformation à $\dot{\epsilon}_{0^\circ} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, identique pour les deux géométries. Seule la base de mesure de l'extensomètre transversal est modifiée à 20 mm, par rapport aux conditions expérimentales établies dans la Section 2.2.1.A, afin de s'adapter à la plus faible largeur des éprouvettes orientées à 0° . La comparaison des courbes de réponse macroscopique dans l'espace des contraintes et des déformations (Figure 2.14(b)) révèle qu'aucune divergence ou incohérence n'apparaît entre la géométrie réduite et la géométrie normalisée. De plus, les propriétés élastiques et à rupture identifiées lors de ces essais (voir Tableau 2.4) sont également cohérentes entre les deux types d'éprouvettes.

2.2.1.C Conclusion sur la procédure de réduction

Ce protocole expérimental aura permis d'asseoir la validité de l'éprouvette réduite de Type C proposée, au sens qu'elle permet d'assurer la caractérisation d'un comportement macroscopique représentatif et analogue à celui que l'on obtient en utilisant une éprouvette normalisée. Ceci permet d'assurer que l'utilisation de ce type d'éprouvette est cohérente, et assure la continuité des mesures et du comportement mécanique jusqu'à rupture suivant un

Géométrie d'éprouvette	E_1 (GPa)	σ_1^u (MPa)	ε_1^u (%)
0° Type A	20.13 ±1.19%	369.09 ±3.28%	2.13 ±5.24%
0° Type C	19.68 ±2.14%	373.65 ±4.02%	2.14 ±6.10%

TABLEAU 2.4 – Propriétés macroscopiques dans la direction des fibres pour les géométries de Type A et C

large spectre de vitesses de sollicitation statiques et dynamiques, et permet la comparaison avec d'autres types de matériaux composites. Ce protocole met en exergue des recommandations d'ordre général, quantitatives et qualitatives, quant à l'usage et au dimensionnement d'éprouvettes d'essais à géométrie réduite. Il permet entre autre de pallier certaines problématiques concernant la réduction de section et le rapport longueur-sur-largeur. Par ailleurs, au delà d'une méthode permettant d'assurer la pertinence des grandeurs caractérisées dans la gamme des vitesses rapides (discuté dans la section 2.2.3), cette démarche peut présenter un intérêt en termes de pré-normalisation des essais et de dimensionnement d'éprouvettes pour les gammes de vitesse de déformation dynamiques.

2.2.2 Protocoles et procédures expérimentaux pour l'interruption d'essais à grandes vitesses

La section 2.1.1 a permis de justifier de l'intérêt des essais dynamiques mais a également mis en relief un état de l'art encore sujet à discussion concernant les techniques d'investigation expérimentales du comportement non linéaire des matériaux composites dans la gamme des vitesses dynamiques. Cette partie du manuscrit s'inscrit donc dans la continuité de la précédente. En effet, la complémentarité d'une éprouvette de caractérisation représentative et de la réalisation d'essais à l'aide d'un protocole expérimental robuste permettra d'aboutir à une base de données fiable et cohérente, ainsi qu'à l'identification de paramètres constitutifs d'une loi de comportement dépendante de la vitesse. Le but de cette démarche est donc de développer une nouvelle technique d'interruption d'essais adaptée à l'étude du comportement non-linéaire à travers un large spectre de taux de déformation quasi-statiques et dynamiques $10^{-4} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon} \leq 10^2 \text{ s}^{-1}$. L'intérêt de cette démarche réside dans la possibilité de reproduire les essais de traction en charge/décharge réalisés à l'aide d'une machine de traction servo-hydraulique conventionnelle. Ceci permet d'avoir accès à l'influence de la vitesse de sollicitation sur les mécanismes sous-jacents responsables du comportement irréversible tels que l'endommagement et la viscoplasticité.

2.2.2.A Description de l'environnement expérimental

Les différents composants de la chaîne d'assemblage expérimentale sont illustrés sur le schéma de la Figure 2.15. Une machine servo-hydraulique Instron VHS 8800 (80 kN, 25 m/s) est utilisée pour réaliser des essais suivant un large intervalle de vitesses de déformation allant de $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$. Une cellule de charge piézoélectrique en compression (20 kN, 4.3 pC/N) combinée à un amplificateur Kistler Type 5018A est utilisée afin d'acquérir les données relatives au chargement à une fréquence d'acquisition établie à 1.6 MHz. Un protocole d'étalonnage et de calibration est réalisé avant chaque nouvelle campagne d'es-

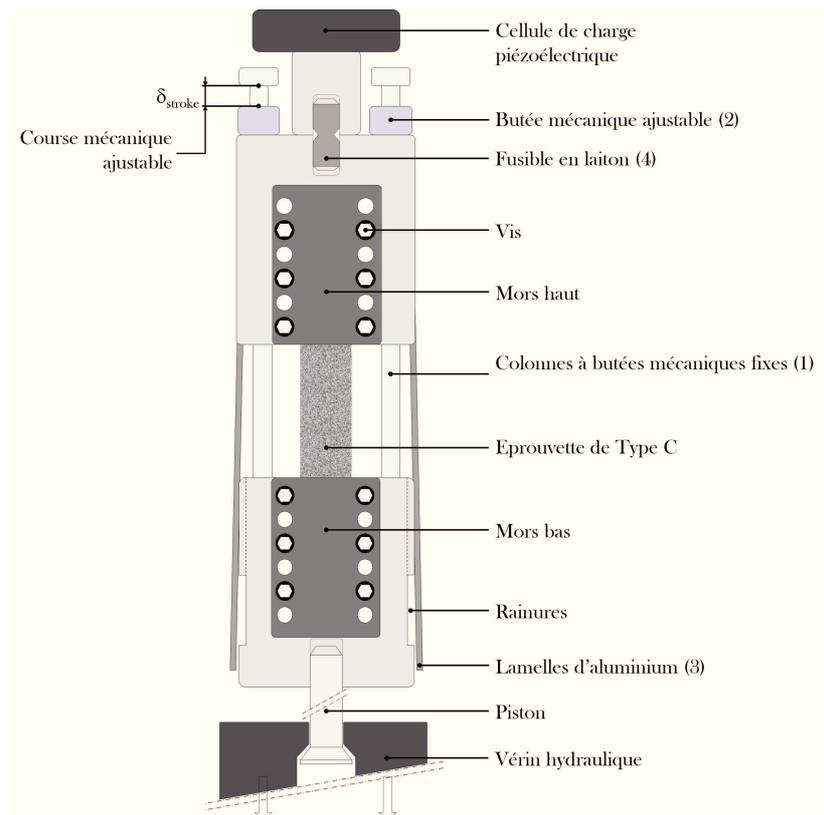


FIGURE 2.15 – Schéma du montage expérimental d'interruption d'essais de traction à l'aide d'une machine servo-hydraulique

sais avec une cellule de charge quasi-statique de 100 kN. Dans la suite, et ayant démontré la pertinence de ce choix, nous n'utiliserons que la géométrie d'éprouvette de Type C pour toutes les campagnes d'essais réalisées. Tel que présenté en Figure 2.15, les talons de chacune des éprouvettes sont maintenus par le biais de 6 vis chacun (couple de serrage = 2.5 N/m) pour les éprouvettes orientées à 45°, et à l'aide de 8 vis chacun pour la géométrie orientée à 0°. Un mouchetis est appliqué sur chaque surface des échantillons expérimentaux, dix minutes seulement avant la réalisation de chaque essai², afin de permettre la mesure de déplacements et le calcul des déformations en utilisant un protocole d'acquisition par DIC. Les images sont capturées à l'aide d'une caméra rapide Photron (Fastcam SA1.1, 1024×1024, 5400 fps/pleine-échelle, encodage 12-bit, 1 capteur de résolution 20 μm de taille de pixel). La vitesse de descente durant la course et durant l'essai peut être mesurée à l'aide de deux capteurs laser Fiedler (2 mW, $\pm 0.1 \mu\text{m}$ d'incertitude, 50 MHz de fréquence d'échantillonnage). Rappelons que ce type de machine servo-hydraulique, à l'aide d'une course calibrée entre le piston et le vérin, permet d'atteindre et de transmettre à l'échantillon testé une consigne en taux de déformation très précise (ce que nous serons à même de pouvoir vérifier dans la suite 2.2.3.A). Afin d'éviter toute interférence dans la caractérisation des grandeurs élastiques du comportement, étant donnée la faible limite d'élasticité de notre matériau dans la direction à 45°, nous n'avons pas eu recours à un joint amortissant au niveau des surfaces de contact entre le piston et le vérin.

2. Afin d'assurer que la peinture ne sèche pas et que les mesures de déplacement calculées par corrélation d'images ne soit pas faussés.

2.2.2.B Description et intérêts des composants du montage

A *contrario* des machines conventionnelles quasi-statiques permettant d'asservir la traverse en circuit fermé, les machines servo-hydrauliques à hautes vitesses possèdent un asservissement du vérin en circuit ouvert. Conséquemment, la course du vérin hydraulique durant l'essai ne peut être interrompue, ni avant la rupture de l'éprouvette, ni même après. Une faiblesse inhérente à ces machines réside donc dans l'incapacité à réaliser des essais cyclés à vitesse rapide, empêchant de fait l'accès à la caractérisation du matériau à divers niveaux de sollicitation. Les techniques d'interruption gouvernées par la rupture d'un fusible, utilisé en série de l'éprouvette testée, sont une manière de contourner cette problématique. Néanmoins, comme il est décrit précisément dans la section 2.1.1, ces techniques ont révélé certaines limites.

Par conséquent, ces travaux de thèse ont privilégié le développement d'une technique d'interruption pilotée par des conditions limites *géométriques*. Les éléments permettant le pilotage de l'interruption sont détaillés dans la suite :

- Les deux colonnes en acier Z30 (Fig 2.15–(1)) auront été soumises à une étape de rectification, réalisée en sus de la phase d'usinage, de manière à s'assurer que la liaison pivot-glissant avec les mors n'entraîne pas d'effort supplémentaire mesurable par la cellule d'effort piézoélectrique. Cet aspect a été évalué et validé à l'aide d'un essai à vide, *i.e.* sans éprouvette, et qui a permis de constater qu'aucun effort lié à cette liaison n'est perçu par la cellule³. Les deux colonnes de longueurs égales sont mises en position et guidées par des alésages dans les mors ajustés et usinés haut et bas. Le maintien en position est assuré par un serrage des colonnes dans le mors bas, à l'aide de taraudages délimités par un épaulement permettant de régler, de manière répétable et identique, l'enfoncement des colonnes dans le mors bas. En revanche, le mors haut et les colonnes sont mécaniquement liés par une liaison glissière.

Un intérêt majeur relatif à l'utilisation des colonnes réside dans le fait qu'elles contraignent et guident la descente du mors bas durant l'essai, et par conséquent évitent que l'éprouvette génère des modes de torsion. Les déformées modales de torsion, accentués à vitesse rapide, ont souvent comme conséquence l'amplification des oscillations sur le signal de charge mesuré par la cellule d'effort.

- Les butées mécaniques ajustables (Fig 2.15–(2)) sont usinées dans des blocs d'acier Z30. Résultant de l'assemblage de 2 blocs à l'aide de deux vis, ces butées viennent s'ajuster au diamètre des colonnes et reposent en appui-plan sur le mors haut. De fait, la course maximale du mors bas se trouve réduite et contrainte par l'introduction des butées ajustables, en série dans la chaîne de cotes. Cette course nommée δ_{stroke} (voir Figure 2.15), permet de prescrire le déplacement vertical maximal entre le mors-haut et les butées mécaniques des colonnes. La modification des dimensions des butées ajustables permet ainsi de piloter le déplacement maximal de l'éprouvette, et ainsi de configurer des incréments croissants de déformation.

Les intérêts majeurs liés à l'utilisation de butées ajustables résident dans le grand nombre d'incrément de déformation réalisable, une répétabilité et une reproducti-

3. Un effort de 0.2 kN a été mesuré lors d'un essai à vide. Cette mesure correspond à l'ordre de grandeur lié à l'intervalle d'incertitude de la cellule de charge. Ainsi cet effort est considéré négligeable dans ces travaux.

bilité accrue (ces deux derniers aspects seront évalués et quantifiés dans la section 2.2.3.A).

Deux lamelles en acier traité "clinquant" d'épaisseur 1 mm (Fig 2.15–(3)) sont positionnées et fixées de part et d'autre du mors haut. Leur rôle est de maintenir l'éprouvette à un niveau de déformation défini par les dimensions des butées ajustables dès l'arrêt du chargement. Tel que nous le verrons dans la suite, cette intervention est quasi-simultanée à la phase d'interruption. Un fusible en laiton (Fig 2.15–(4)) est utilisé afin de permettre de procéder au découplage du montage avec la cellule de charge. Notons que l'utilisation du fusible dans ce protocole expérimental n'engendre ni de dépendance vis-à-vis de la précision des paramètres de profondeur d'entaille, ni d'aspect contraignant lié à la répétabilité de sa valeur d'effort à rupture. Il n'est utile que pour la désolidarisation du montage, et nécessite uniquement un dimensionnement à rupture avec une contrainte strictement supérieure à celle de l'échantillon testé. Dans ces travaux, le fusible en laiton est conçu pour rompre approximativement à 25 kN. Un avantage lié à l'utilisation du laiton réside dans le fait que son comportement est insensible à la vitesse de sollicitation ([Julien *et al.*, 2016]). La procédure d'utilisation du montage pour la réalisation d'essais interrompus en déformation est présentée dans la suite.

2.2.2.C Procédure expérimentale pour essais dynamiques interrompus en déformation

Afin de discrétiser l'essai réalisé sur une seule et même éprouvette jusqu'à rupture, on décompose le chargement en un nombre défini de cycle d'interruption élémentaire. La finesse de la discrétisation du chargement et le choix des incréments de déformation réalisés à chaque cycle sont uniquement pilotés par les différentes dimensions envisageables des butées mécaniques ajustables. Pour notre étude, nous verrons qu'un choix de 7 cycles élémentaires à intervalle régulier de déformation, semble être un choix raisonnable pour l'identification des tendances liées à l'influence de la vitesse sur le phénomène d'endommagement. Le cycle permettant la procédure de chargement interrompu présente quatre étapes principales, qui sont réalisées de manière identique, quelque soit l'état de déformation résiduelle dans laquelle l'éprouvette se trouve à l'état initial, et quelque soit la vitesse de sollicitation (voir Figure 2.16).

- **Étape A** (Figure 2.16(a)) : Au début de chaque cycle, l'éprouvette testée se trouve au repos et dans un état d'équilibre bien que potentiellement sujette à des champs de déformation résiduelles compatibles et de contraintes auto-équilibrées. Dans cet exemple, l'éprouvette présente un état de déformation résiduelle moyenne de $\varepsilon_{45^\circ} = 1.5\%$. Cet état résulte d'une sollicitation antérieure effectuée lors d'un cycle de chargement réalisé sur la même éprouvette. En utilisant des butées mécaniques ajustables aux dimensions appropriées, la distance δ_{stroke} est configurée de manière à ce que l'éprouvette atteigne une déformation totale moyenne paramétrée à $\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$ par rapport à la longueur utile *initiale* de l'éprouvette.
- **Étape B** (Figure 2.16(b)) : Le chargement de traction est appliqué. A cet instant l'éprouvette se trouve être sollicitée, quasi-immédiatement, au taux de déformation moyen prescrit par la consigne. Ainsi le mors bas commence sa descente, et sollicite en tension l'éprouvette. Simultanément, le paramètre δ_{stroke} décroît et la distance entre les butées ajustables et les butées mécaniques des colonnes est réduite.

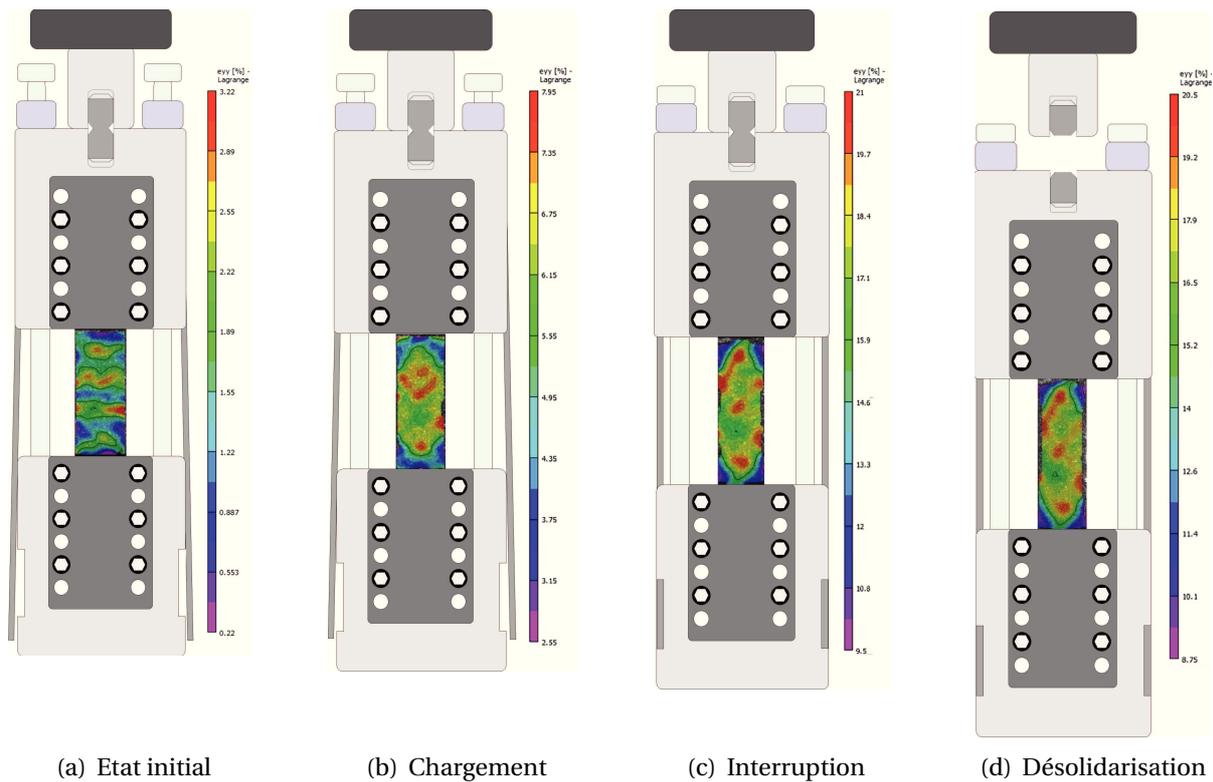


FIGURE 2.16 – Principales étapes durant un essai interrompu en déformation a) Position initiale (ici à un niveau de déformation résiduel $\varepsilon_{45^\circ} = 1.5\%$) b) Début de la phase de chargement c) Phase d'interruption en déformation et maintien à $\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$ d) Rupture du fusible et découplage du montage.

- Étape C** (Figure 2.16(c)) : La phase d'interruption est réalisée de manière précise et instantanée lorsque $\delta_{stroke} = 0$. En effet, les butées mécaniques des deux colonnes entrent en contact avec les butées ajustables de manière simultanée. Un faible laps de temps avant l'entrée en contact des butées, les deux lamelles sont engagées dans les rainures prévues à cet effet de part et d'autre du mors bas. Indépendamment de la description du cycle de chargement, notons par souci de clarté qu'un jeu mécanique, défini et constant à 0.15 mm entre les surfaces de contact des rainures et des lamelles, a été défini afin de s'assurer du bon enclenchement des lamelles. Le cas contraire serait rédhibitoire à la caractérisation du matériau du fait du retour élastique engendrant un état de compression indésirable et pouvant générer des dégradations. De plus cela pourrait entraîner la ruine du montage.
- Étape D** (Figure 2.16(d)) : Les conditions limites en déplacement sont atteintes. Le degré de liberté vertical du mors bas étant bloqué, la chaîne d'assemblage se retrouve surcontrainte et la charge est donc transférée au fusible en laiton. Ce dernier rompt de manière instable et permet le découplage du montage et d'avec la cellule de charge. Le retour élastique lié à la rupture du fusible est empêché par les lamelles, maintenant en butée et sécurisées dans les rainures. Les lamelles sont sollicitées en compression. Du fait de leur faible épaisseur, un mode de flambement contraint par un système solide du mors-bas autorise une légère déformation hors-plan des lamelles, laquelle

participe à l'amortissement du choc lié au retour élastique.

A la fin des 4 étapes d'un cycle d'interruption, la "chute" du montage est amortie par le vérin hydraulique. La descente du montage complet suivant l'axe du vérin est garantie et stabilisée par un système solidarissant les deux éléments de manière synchrone à la mise en charge de l'éprouvette (voir Figure 2.17). *A contrario* des essais réalisés à l'aide d'une ma-

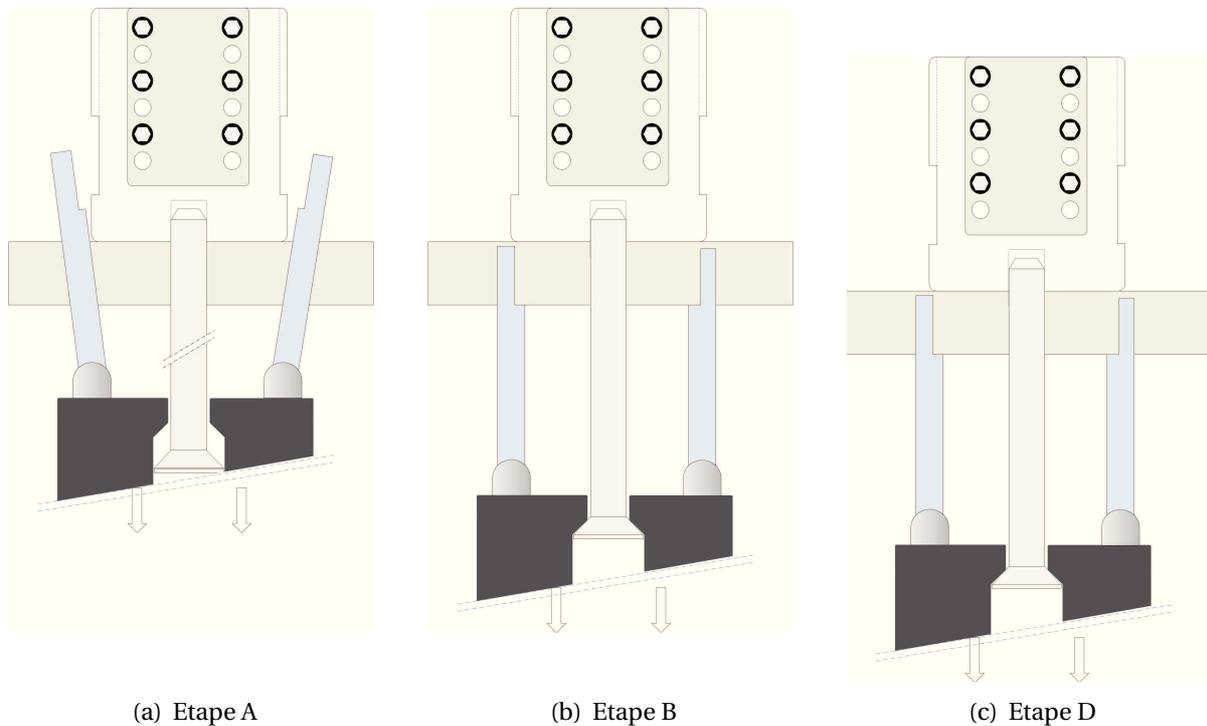


FIGURE 2.17 – Schéma de principe illustrant le fonctionnement du système de guidage du montage d'essai interrompu, les étapes illustrées se réfèrent à celles du protocole

chine conventionnelle, nous ne pilotons pas la décharge de l'éprouvette. Cette technique présente néanmoins l'avantage de ne pas contraindre l'éprouvette à revenir brutalement à un état de contrainte-déformation nulle, ce qui risquerait d'induire un état de compression et le flambement des éprouvettes. En revanche elle présente le désavantage de ne pas donner accès aux informations que peuvent contenir la décharge et ce pour deux raisons. La première est liée au découplage après rupture du fusible entraînant la perte d'acquisition du signal de charge. La deuxième, indépendante du maintien en déformation, est liée aux sauts de déplacement après rupture et lors de la phase d'amortissement, qui sont bien trop rapides et importants et qui causent des erreurs non-négligeables sur les mesures par corrélation d'images.

Après chaque cycle, le vérin hydraulique est désolidarisé du montage dans son ensemble et toutes les butées mécaniques (i.e. arrêt et maintien en déformation) sont retirées afin de décharger l'éprouvette. Ceci permet à l'éprouvette de recouvrir un état d'équilibre, en laissant agir les mécanismes de déformation visco-élastiques du matériau. Finalement, d'après les essais de fluage réalisés sur composites à matrice PA 66 renforcés de fibres de verre courtes et menés dans les travaux de [Launay *et al.*, 2010], un temps de relaxation de

l'éprouvette défini à 10 minutes est prescrit après chaque cycle.

Le cycle terminé, des butées ajustables de dimensions inférieures peuvent être introduites dans le montage et permettre ainsi à l'opérateur de solliciter la même éprouvette à un niveau de déformation supérieur.

2.2.2.D Application et discussion

La Figure 2.18 permet d'illustrer le trajet de chargement auquel est soumise une éprouvette durant un cycle, pour une interruption en déformation totale paramétrée à $\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$ et pour un taux de déformation de $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$. Les quatre étapes du cycle présentées en Sec-

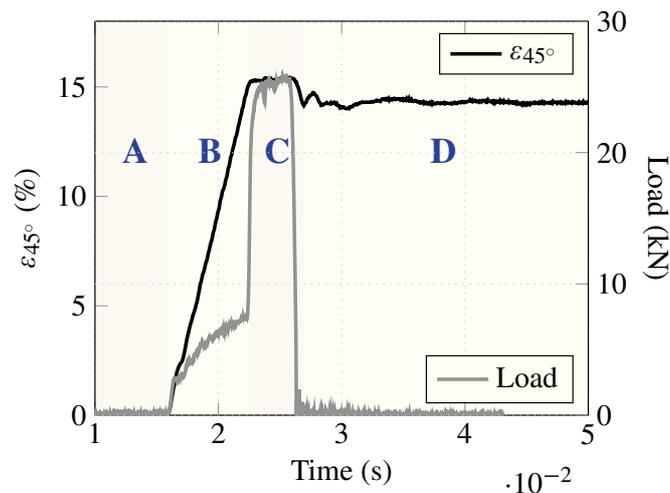


FIGURE 2.18 – Essai de traction interrompu à un taux de déformation $\dot{\varepsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$ et pour un incrément de déformation totale $\Delta\varepsilon_{45^\circ} = 15\%$

tion 2.2.2.C sont illustrées tant pour le trajet de charge que pour le trajet de déformation mesurée.

- **Étape A** : L'éprouvette se trouve dans un état d'équilibre, aucune augmentation de la déformation ni de la charge n'est enregistrée. Ce fait confirme que les frottements intrinsèques au montage sont négligeables par rapport à l'intervalle d'incertitude de la cellule d'effort.
- **Étape B** : Elle correspond à une croissance de la déformation longitudinale et de la charge. Le trajet de déformation est qualitativement linéaire en fonction du temps et semble donc maîtrisé. Néanmoins, il est possible de remarquer une inflexion aux alentours d'une valeur de déformation $\varepsilon_{45^\circ} = 2.5 \%$, ayant une relative répercussion sur le signal de la force. Cet aspect n'est pas lié à un rebond du piston au contact avec le vérin, mais semble pouvoir être la conséquence d'une chute du taux de vitesse de déformation à l'entrée du domaine non linéaire. Nous reviendrons sur cet aspect en Section 2.2.3.A. La charge et la déformation augmente donc jusqu'à atteindre l'arrêt mécanique, à la frontière des Étapes B et C.
- **Étape C** : Le fusible en laiton est sollicité jusqu'à rupture tandis que la croissance de la déformation est simultanément interrompue et maintenue à $\varepsilon_{45^\circ} = 15 \%$.

- **Étape D :** La légère chute de déformation observée est induite par les jeux mécaniques du montage (voir section 2.2.2.C). Concernant la durée de l'Étape D, elle est estimée à 1 minute. Nous considérons de fait l'hypothèse que cette période correspondant à une sollicitation de fluage, n'est pas suffisamment longue pour causer la croissance de mécanismes de dégradation supplémentaires.

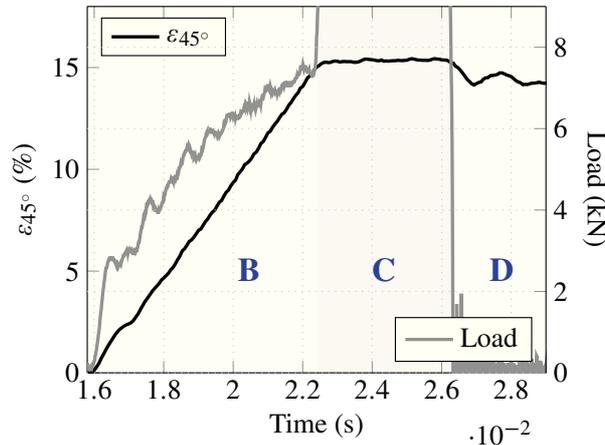


FIGURE 2.19 – Essai de traction interrompu à un taux de déformation $\dot{\epsilon} = 25 \text{ s}^{-1}$ et pour un incrément de déformation totale $\Delta\epsilon_{45^\circ} = 15\%$: zoom au voisinage de l'arrêt mécanique

Afin de mieux illustrer la phase d'interruption, un changement d'échelle est réalisé en temps et en déformation sur la période des étapes B & C (voir Figure 2.19). Ainsi, avant et pendant la phase d'interruption, on ne constate aucune compétition entre les deux matériaux (éprouvette et fusible) : le chargement du fusible en laiton débute juste à l'instant où l'arrêt mécanique est réalisé, et la déformation ϵ_{45° est maintenue constante de manière stable autour de la valeur prescrite. La technique présentée permet donc de maintenir l'éprouvette dans son état de déformation à interruption, sans risque d'excéder la valeur prescrite.

Au terme de la présentation du protocole et de la procédure d'interruption d'essai en traction dynamique, le montage expérimental a prouvé sa capacité à réaliser une interruption précise à haute vitesse de chargement. On termine par un rappel résumé des avantages.

- Il est possible de discrétiser finement le comportement non-linéaire, par le biais de l'utilisation de butées ajustables de diverses dimensions. Un nombre théoriquement infini d'incrément de déformation $\Delta\epsilon_{45^\circ}$ peut être appliqué à un même échantillon.
- La technique d'anti-retour élastique par le maintien de l'échantillon testé est également une amélioration des techniques de précharge en tension des éprouvettes ([Battams, 2014]), qui ne pourrait être mises en oeuvre suivant les directions de faiblesse de notre matériau, au regard du faible, voire quasi-inexistant domaine réversible.
- L'interruption géométrique présente une précision satisfaisante et une bonne reproductibilité.

- L'usage de colonnes permet de guider l'éprouvette dans sa descente et donc de limiter les modes de torsion. Elle participe aussi à la rigidification de l'ensemble du montage par la solidarisation des deux mors, limitant les modes propres de la chaîne d'assemblage.

En conclusion sur l'ensemble de la procédure de caractérisation, la complémentarité de l'usage de la géométrie réduite Type C et du protocole d'essais interrompus garantit une cohérence et une continuité de l'investigation de la sensibilité à la vitesse de sollicitation du matériau composite de cette étude. Cette investigation est réalisée et évaluée dans la section suivante.

2.2.3 Caractérisation du comportement et des mécanismes dissipatifs sensibles à la vitesse de déformation

La dernière partie de ce chapitre consiste à évaluer la sensibilité à l'augmentation de la vitesse du comportement d'un matériau composite à matrice thermoplastique renforcé de fibres de verre tissées. Dans la direction des fibres, la sensibilité à la vitesse est moins exacerbée. En conséquence, l'investigation de la sensibilité à la vitesse du comportement jusqu'à rupture n'est réalisée qu'en cisaillement, sur une éprouvette orientée à 45° par rapport à la direction des fibres.

2.2.3.A Comportement sur éprouvettes orientées à 45°

Par le biais d'essais de traction monotone uniaxiale jusqu'à rupture, l'influence du taux de déformation sur les propriétés élastiques et à rupture macroscopiques a été évaluée. Grâce au protocole d'essais interrompus, les phénomènes associés à la non-linéarité du comportement sont également étudiés. Pour ces deux natures d'essais différentes, la géométrie d'éprouvette dynamique Type C est soumise à plusieurs vitesses correspondantes à plusieurs taux de déformation (voir Tableau 2.5). Un minimum de 3 échantillons a été utilisé

$\dot{\epsilon}_{45^\circ}$ (s ⁻¹)	0.005	0.5	5	25
Vitesse (m.s ⁻¹)	0.0003	0.03	0.3	1.5
Résolution	256 × 1024	256 × 1024	256 × 960	160 × 512
Fréquence d'échantillonnage (Hz)	50	2500	24000	62500
Zone de mesure (μm ²)	10 × 4	10 × 4	10 × 4	15 × 10

TABLEAU 2.5 – Paramètres d'acquisition de la corrélation d'images 2D pour la caractérisation du comportement en quasi-statique et dynamique

pour les taux de déformation considérés, afin d'estimer la dispersion expérimentale. L'acquisition des données de chargement est réalisée en utilisant la même cellule de charge piézoélectrique et une fréquence d'acquisition identique à la Section 2.2.2.A. De même, l'acquisition des données de déformation est obtenue en utilisant un protocole DIC identique. Afin d'optimiser la fréquence d'échantillonnage de la caméra, différentes résolutions ont été choisies et adaptées aux vitesses (voir Tableau 2.5). La même région d'intérêt (ROI) d'aire 31×25 mm², située au milieu de la longueur utile des éprouvettes, aura été capturée pour

chacun des échantillons testés. Les zones de mesure sont décrites dans le Tableau 2.5. Le calcul des champs de déplacements est réalisé par le logiciel VIC-2D 2015. La discrétisation spatiale est définie par des *subsets* carrés, de 40 pixels de coté. Les déformations longitudinales et transverses sont mesurées à l'aide de deux extensomètres virtuels, ayant comme base de mesure 20 et 25 mm respectivement au deux directions de déformation⁴. La synchronisation temporelle des acquisitions de mesures de charge et de déformation est réalisée par rapport au premier front montant de chacun des signaux. Enfin une synchronisation et un ré-échantillonnage des données de mesures de charge avec la fréquence d'acquisition de la caméra sont réalisés à l'aide du logiciel Ariane développé par Jean-Christophe **Teis-sedre** au Centre des Matériaux.

Analyse de l'influence des hautes vitesses de déformation sur les propriétés macroscopiques

La Figure 2.20 présente les courbes de contrainte en fonction des déformations longitudinales et transverses illustrant le comportement en traction plane jusqu'à rupture, pour différentes vitesses de déformation. Le matériau a été sollicité suivant un large spectre de vitesses de déformation ($0.005 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon}_{45^\circ} \leq 50 \text{ s}^{-1}$). Nous considérons que la plage de vitesse quasi-statique se situe dans l'intervalle $[0.005 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon}_{45^\circ} \leq 0.5 \text{ s}^{-1}]$, tandis que l'intervalle de vitesses dynamiques est défini comme étant $[5 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon}_{45^\circ} \leq 50 \text{ s}^{-1}]$ (nous justifierons cette délimitation dans la suite à l'aide de la Figure 2.21(a)).

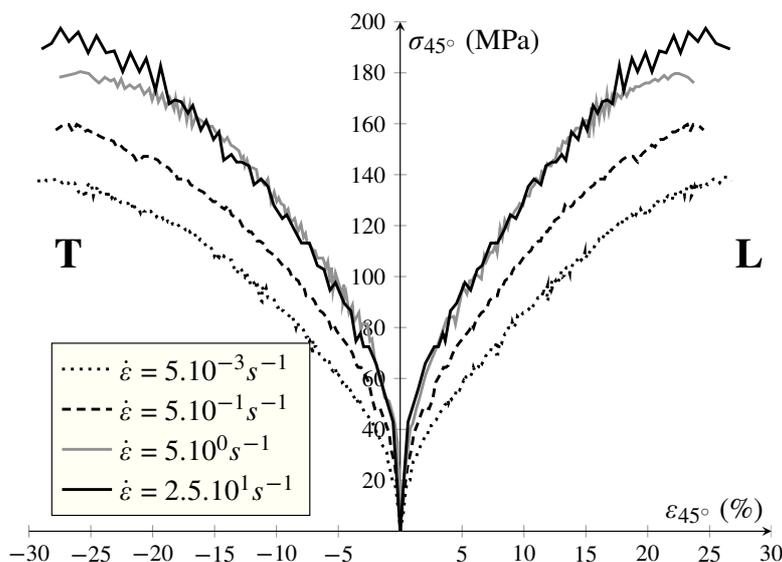


FIGURE 2.20 – Comportement longitudinal (L) et transverse (T) à différentes vitesses de déformation issu d'essais réalisés sur éprouvettes Type C orientées à 45°

Il est possible de constater que le comportement suivant cette direction de faiblesse du matériau est sensiblement affecté par l'augmentation du taux de déformation. On observe dans un premier temps que les déformations à rupture ne semblent pas présenter une sensibilité notable à l'augmentation de la vitesse, à la dispersion près. Dans un second temps,

4. L'extensomètre ayant une base mesure de 20 mm permet de contenir au moins un VER dans la direction de la mesure de la déformation longitudinale. La base de mesure de 25 mm est choisie en rapport à la largeur de l'éprouvette orientée à 45°.

les courbes enveloppes du comportement indiquent clairement une évolution croissante et progressive des domaines élastique et non-linéaire jusqu'aux contraintes ultimes. Cette sensibilité se traduit sur le comportement par une augmentation de la rigidité initiale ainsi qu'une augmentation significative des contraintes à rupture. L'évolution des propriétés macroscopiques élastiques et à rupture en cisaillement est tracée en fonction des divers taux de déformation en Figure 2.21. Les modules de cisaillement sont évalués entre $\varepsilon_{45} = 0.005\%$

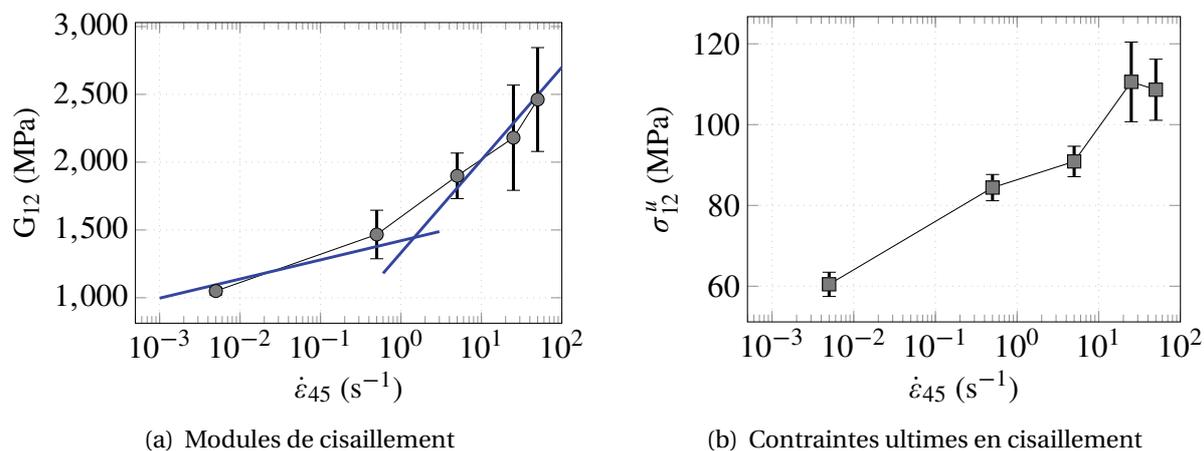


FIGURE 2.21 – Sensibilité des propriétés macroscopiques à l'augmentation de la vitesse de sollicitation

et $\varepsilon_{45} = 0.25\%$ pour les vitesses de déformation quasi-statiques ($0.005 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon}_{45} \leq 0.5 \text{ s}^{-1}$), et entre $\varepsilon_{45} = 0.005\%$ et $\varepsilon_{45} = 0.5\%$ pour les vitesses de déformation dynamiques ($0.5 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon}_{45} \leq 50 \text{ s}^{-1}$). En restant vigilant par rapport à l'apparition des premiers phénomènes liés au comportement non-linéaire (anélasticité et dégradation) ([Berthe *et al.*, 2014]), la borne supérieure de l'intervalle d'identification des grandeurs élastiques en dynamique est choisie supérieure à celle en statique.

Sur la plage de vitesses de déformation considérée, le module de cisaillement augmente de plus de 110% (de 1070 à 2460 MPa). Une augmentation relative de 37% est observée au travers du spectre de vitesses quasi-statiques, tandis qu'une rupture de pente caractérise l'entrée dans le spectre dynamique à la vitesse de $\dot{\varepsilon}_{45} = 1 \text{ s}^{-1}$. Notons que ces tendances sont en accords avec celles de la littérature concernant l'influence de la vitesse sur les propriétés élastiques de stratifiés ([Gilat *et al.*, 2002, Bonnet *et al.*, 2006]) et plastiques PA 66 renforcés de fibres de verre courtes ([Hao *et al.*, 2005, Launay *et al.*, 2010]). En particulier, l'importante croissance du module de cisaillement à l'entrée des gammes de vitesses de déformation dynamiques est en accord avec la littérature ([Berthe *et al.*, 2014]). Ce phénomène, apparaissant à haute-vitesse ou à basse température, pourrait être relié aux blocages des chaînes moléculaires entraînant une modification de la cinétique des mécanismes de déformation des segments. Ceci conduirait, dans le cadre de cette hypothèse, à une augmentation de la rigidité. Par ailleurs, il est possible de constater que les contraintes à rupture augmentent d'environ 80% sur la plage de vitesses étudiée. Le tracé des contraintes à rupture révèle une évolution croissante de 60 MPa à 108 MPa en moyenne. Enfin, en observant les tendances des courbes macroscopiques et des propriétés à rupture, il est possible de remarquer une forme de saturation des phénomènes visqueux au delà de 5 s^{-1} . Cette tendance fut également notée dans les travaux de [Bonnet, 2005, Bonnet *et al.*, 2006], mais pourrait être exami-

née plus précisément en réalisant des essais à des vitesses supérieures. Par ailleurs, le phénomène d'auto-échauffement au sein des échantillons sous sollicitations dynamique couplé à la sensibilité à la température du matériau, peut également être envisagé comme étant à l'origine de l'affaissement des courbes dans les hautes vitesses.

Effets de vitesse sur les mécanismes internes

L'évaluation de l'influence de la vitesse sur le comportement non-linéaire est maintenant présentée. Par le biais de plusieurs butées ajustables (voir Section 2.2.2.B), chaque éprouvette est soumise à 7 niveaux de déformation croissants pour chaque vitesse de déformation considérée. Les niveaux de déformation totale imposés sont successivement : 1.5%, 3%, 6%,

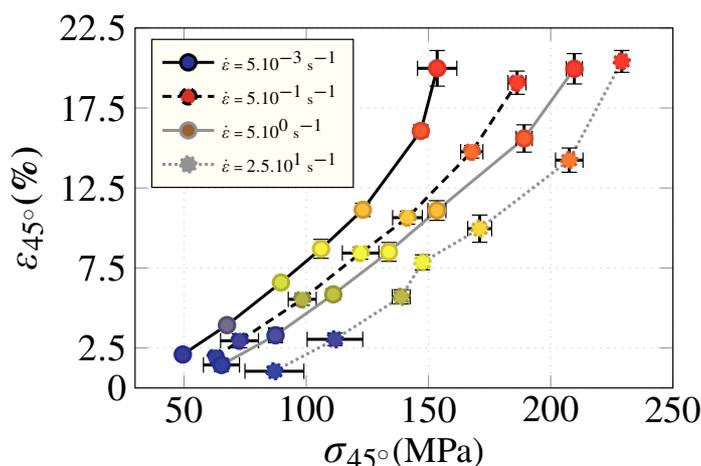


FIGURE 2.22 – Précision et répétabilité des essais interrompus à différentes vitesses de déformation imposées aux éprouvettes Type C orientées à 45°

8%, 10%, 15% et 20%. La Figure 2.22 permet d'illustrer le degré de précision et de répétabilité de cette technique d'interruption d'essais. Au vu des barres d'erreur verticales et pour les quatre taux de déformation considérées, on peut constater que les niveaux de déformation prescrits présentent une très faible dispersion. De plus le code couleur permet d'illustrer que le matériau est bien sollicité à des niveaux de déformation identiques pour chaque vitesse. Nous prouvons la cohérence et la pertinence de notre approche concernant la caractérisation du comportement non-linéaire, à différents stades de dégradation et suivant un large spectre de vitesses de sollicitation.

De plus afin de s'assurer que les données caractérisées correspondent bien au comportement du matériau soumis aux taux de déformation imposés, la Figure 2.23 permet d'évaluer la stabilité de ces deux derniers.

Pour les trois premières vitesses de déformation $\dot{\epsilon}_{45} = 5.10^{-3}$, 5.10^{-1} et 5 s^{-1} , le taux de déformation prescrit est atteint de manière immédiate et maintenu constant jusqu'à interruption. Néanmoins, concernant la vitesse $\dot{\epsilon}_{45} = 25 \text{ s}^{-1}$, la courbe présente des oscillations au début du chargement avant de se stabiliser autour de la vitesse prescrite jusqu'à interruption. Ceci aura pour conséquence la présence d'oscillations sur les signaux mesurés et tracés dans la suite.

Ainsi les courbes de contrainte-déformation de cisaillement obtenues à l'aide des sept chargements cyclés sont illustrées en Figure 2.24 dans le repère local pour chaque vitesse de déformation étudiée. Comme mentionné précédemment, les courbes réalisées à un taux de

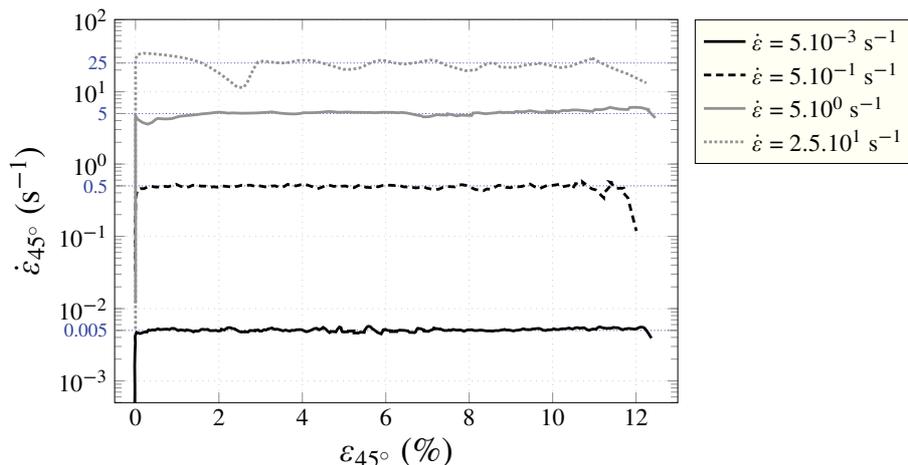


FIGURE 2.23 – Taux de déformation en fonction de la déformation pour un incrément $\epsilon_{45^\circ}=15\%$ de déformation totale (incluant 3% de déformation résiduelle provenant d'un chargement précédent).

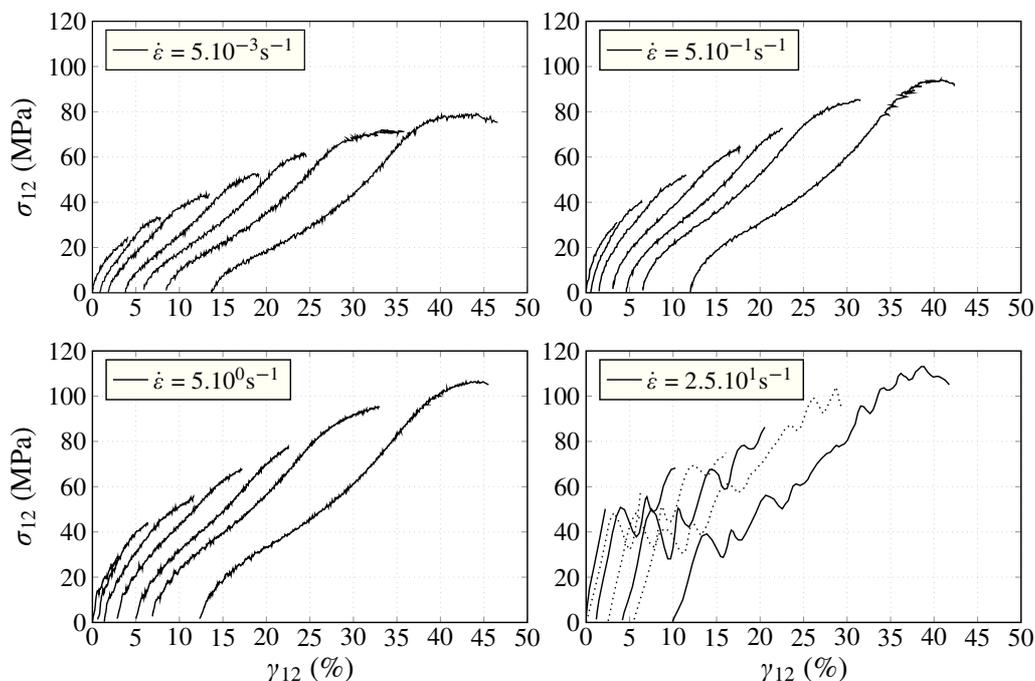


FIGURE 2.24 – Courbes contrainte/déformation de cisaillement issues d'essais interrompus sept fois pour les vitesses de $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 5.10^{-3}$, 5.10^{-1} , 5 , et 25 s^{-1}

déformation de $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 25 \text{ s}^{-1}$, sont perturbées par des oscillations en début de chargement. Ces oscillations peuvent trouver leur origine dans l'excitation des fréquences propres du montage et de la cellule de charge à haute-vitesse. En outre, dans ces travaux de thèse, il a été choisi de ne pas réaliser d'opération de filtrage des signaux de charges au post-traitement. Notons enfin, que les courbes illustrent de manière identique aux essais cyclés réalisés sous machine conventionnelle, une double inflexion du comportement dans les gammes de déformation élevée du domaine non-linéaire. Nous considérons que la réorientation des fibres de l'armure tissée est potentiellement à l'origine de ce phénomène et se traduit par une re-

prise de rigidité après avoir dépassé un certain niveau de contrainte.

Rappelons qu'un des bénéfices lié à l'utilisation du protocole d'essais interrompus est de pouvoir solliciter la même éprouvette de manière incrémentale. Ceci nous permet d'avoir accès aux déformations irréversibles stockées par le matériau et cela pour tous les incréments de déformation et à toutes les vitesses. Ainsi l'évaluation de l'influence de la vitesse sur la déformation irréversible γ_{12}^{irr} est quantifiée en Figure 2.25. A l'exception d'une valeur

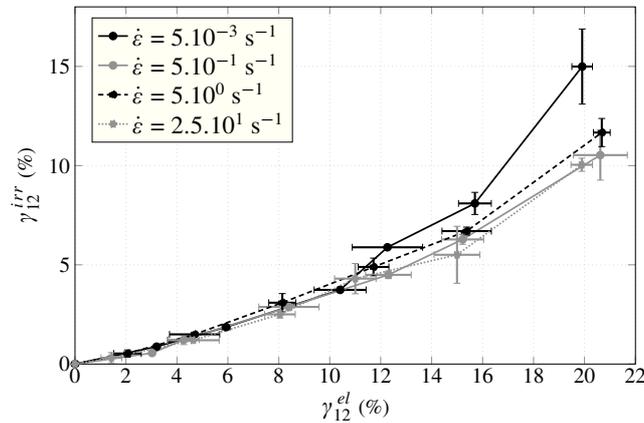


FIGURE 2.25 – Influence de la vitesse de sollicitation sur la déformation irréversible en cisaillement γ_{12}^{irr} en fonction de la déformation élastique en cisaillement γ_{12}^{el}

de déformation $\gamma_{12}^{irr} = 20\%$ à un taux $\dot{\epsilon}_{45} = 5.10^{-3} s^{-1}$ très dispersive, la superposition des courbes d'évolution des déformations irréversibles à différentes vitesses permet de dégager une tendance nette : les déformations et leur évolution ne semblent pas être affectées par l'augmentation de la vitesse de déformation. Cette observation semble aller à l'encontre du choix de modéliser le comportement non-linéaire de matériaux composite par le biais de lois de comportement visco-plastiques ([Spathis et Kontou, 2004, Kolling *et al.*, 2006, Ryou et Chung, 2009]).

Une richesse supplémentaire due aux essais interrompus réside dans la possibilité d'évaluer l'influence de la vitesse de déformation sur l'endommagement macroscopique du matériau.

Pour cela, l'évolution de l'endommagement macroscopique est considérée de manière classique en utilisant la variable phénoménologique d_{12} , liée à la diminution de la rigidité à divers stades de dégradation du matériau ([Kachanov, 1958]). Sa mesure est obtenue, de manière inverse, grâce à l'Equation 2.3,

$$d_{12} = 1 - \frac{G_{12}}{G_{12}^0} \quad (2.3)$$

où G_{12}^0 représente le module de cisaillement initial non endommagé et G_{12} représente le module de cisaillement effectif mesuré pour chaque incrément. L'évaluation des modules de cisaillement est réalisée sur le même intervalle de déformation qu'au paragraphe 2.2.3.A. L'évolution de la variable d'endommagement est tracée en fonction de la déformation élastique de cisaillement γ_{12}^{el} (voir Figure 2.26). Sur la plage de vitesses de déformation considérée, nous pouvons constater que le comportement du matériau endommagé est affecté de manière significative par la vitesse. Les courbes montrent que le seuil d'initiation de l'endommagement se voit retardé avec l'augmentation du taux de déformation. Ces résultats

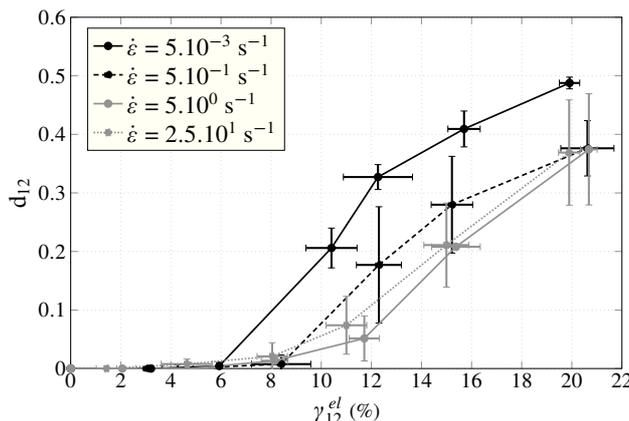


FIGURE 2.26 – Influence de l'augmentation de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variable d'endommagement macroscopique de cisaillement d_{12} en fonction de la déformation élastique

sont en accord avec ceux présentés dans les travaux de **Fitoussi**. En effet, le niveau de déformation élastique à l'initiation de l'endommagement est décalé d'environ 40% avec la croissance de la vitesse, pour la gamme de vitesses considérée. Par ailleurs, il semblerait que la dissipation maximale liée à l'endommagement puisse décroître avec l'augmentation de la vitesse. A une échelle d'observation inférieure, cela pourrait illustrer le fait que la fraction volumique des mécanismes de dégradation diffus aux alentours de la rupture, devrait être inférieure à haute vitesse, comme observé par [Fitoussi *et al.*, 2005] et [Nguyen et Gamby, 2007]. *A contrario* les cinétiques d'évolution de la variable d'endommagement, illustrées par les pentes des courbes de la Figure 2.26, sont relativement peu affectées par la vitesse. Par conséquent, ces résultats semblent en faveur d'une hypothèse considérant que la cinétique des mécanismes de dégradation matriciels demeure inchangée et non-affectée par la vitesse de déformation pour la plage de vitesses étudiée. De ce fait, d'un point de vue du modèle seule la sensibilité du seuil d'initiation d'endommagement à la vitesse semblent devoir être prédite de manière précise par les modèles de comportement, tandis que la vitesse d'évolution du dommage ainsi que les déformations irréversibles pourraient être considérées comme indépendantes intrinsèquement de la vitesse.

2.2.3.B Comportement des éprouvettes orientées à 0°

Afin d'évaluer la sensibilité à la vitesse du comportement du matériau suivant l'axe des renforts, des essais à différents taux de déformation sont aussi réalisés sur des éprouvettes de Type C orientées à 0° par rapport à la direction des fibres (voir Tableau 2.1, Section 2.2.1). Chacun des essais à différentes vitesses a été réalisé au moins trois fois afin d'estimer la dispersion expérimentale. Elle s'illustre sous la forme de barres d'erreurs pour chacune des grandeurs macroscopiques caractérisées sur les différentes figures présentes dans la suite. De plus l'ensemble des protocoles d'essais et de post-traitement des données sont similaires à ceux utilisés pour la caractérisation du comportement en cisaillement. Les longueurs utiles des éprouvettes Type C orientées à 0° et 45° étant identiques, les vitesses de sollicitation restent inchangées par rapport à celles dans le Tableau 2.5. Notons cependant pour la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_0 = 25 \text{ s}^{-1}$, la présence de phénomènes de rebonds engendre d'une part une

chute notable du taux de déformation durant les essais et, d'autre part, des oscillations supplémentaires sur les signaux de charge, causées par les reprises de contact entre le vérin et le piston. Par conséquent, cette vitesse est exclue de l'étude.

Les courbes de réponses dans le sens des fibres et dans l'espace des contraintes et des déformations longitudinales et transverses sont présentées en Figure 2.27. Elles permettent de constater et confirmer que le matériau composite sollicité dans le plan et suivant ses axes d'orthotropie présente une plus faible sensibilité du comportement élastique à la vitesse. Plus précisément, concernant le module d'Young, celui-ci se trouve être insensible à l'aug-

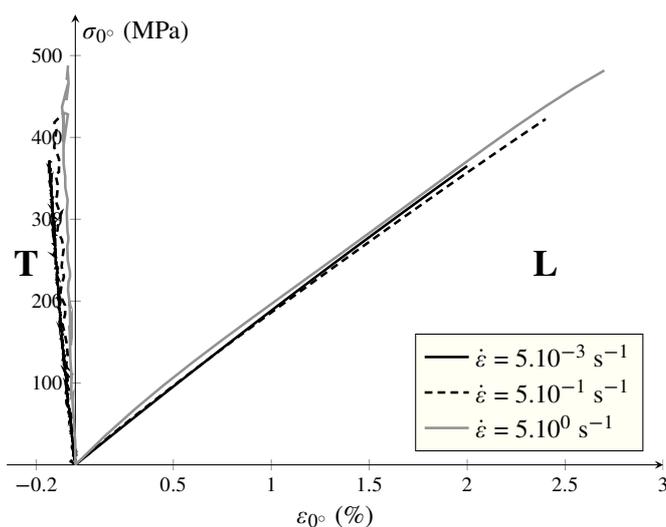


FIGURE 2.27 – Comportement longitudinal (L) et transverse (T) à différentes vitesses de déformation issu d'essais réalisés sur éprouvettes Type C orientées à 0°

mentation de la vitesse (voir Figure 2.28(a)), en particulier comparativement au cisaillement. La légère augmentation à $\dot{\epsilon}_{0^\circ} = 5 \text{ s}^{-1}$ est de quelques pourcents et est quasi-contenue dans la dispersion. De plus, le coefficient de Poisson semble in affecté par le taux de déformation, comme l'illustre la Figure 2.28(b). *A contrario*, la sensibilité à la vitesse des propriétés à rupture suivant la direction des fibres se révèle peu importante. De manière similaire au comportement en cisaillement, les contraintes à rupture augmentent notablement de 400 MPa à 500 MPa sur la plage de vitesses de déformation considérées. Enfin, et à l'inverse du comportement en cisaillement, les déformations à rupture croissent aussi de manière notable et répétable (de 2% à 2.75%) pour le spectre de vitesses étudié. L'ensemble des tendances observées sur le matériau de l'étude sont en accord avec celles décrites dans la littérature, et cela à la fois pour les propriétés élastiques et pour celles à rupture ([Bonnet *et al.*, 2006, Al-Zubaidy *et al.*, 2013, Foroutan *et al.*, 2013]). Il semble néanmoins qu'elles soient moins prononcées comparées à d'autres types de matériaux composites à matrice organique renforcés de fibres tissées. En effet, macroscopiquement le comportement visqueux en traction dans la direction des fibres est directement imputable à la viscoélasticité de la matrice considérée et à l'architecture du renfort tissé considéré. Du fait des fortes interactions fibres/matrice dans un composite tissés à armure taffetas, une plus grande sensibilité à la vitesse suivant la direction des fibres est observée par rapport à des matériaux composites tissés à armure satin, ou des composites stratifiés mono ou multidirectionnels ([Brown *et al.*, 2010, Dash *et al.*, 2014]). Ainsi, c'est aussi l'architecture sergée qui confère au matériau une relative sensibilité à l'augmentation de la vitesse du comportement dans le sens des fibres.

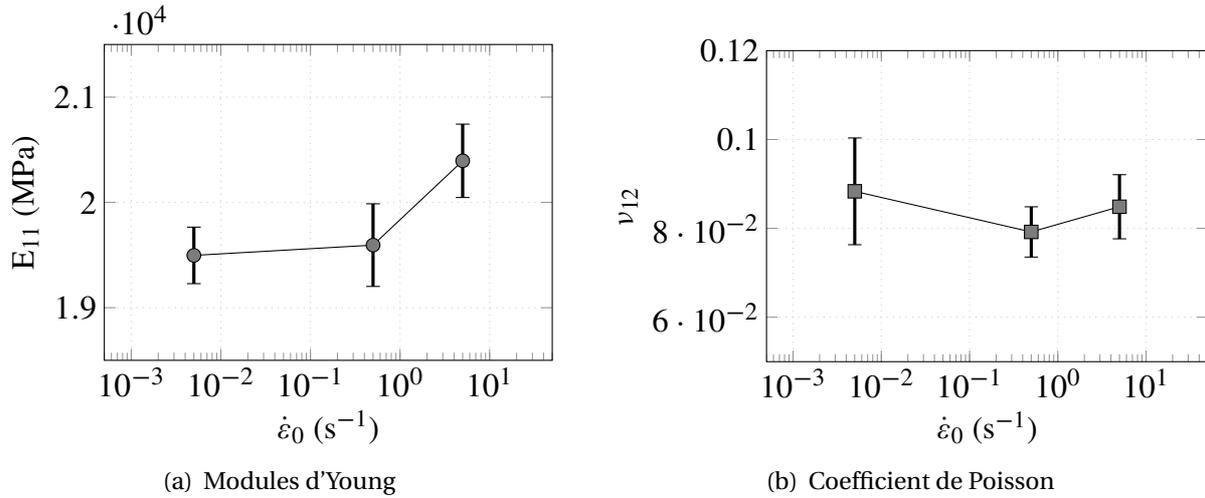


FIGURE 2.28 – Sensibilité des propriétés élastiques à l'augmentation de la vitesse de sollicitation

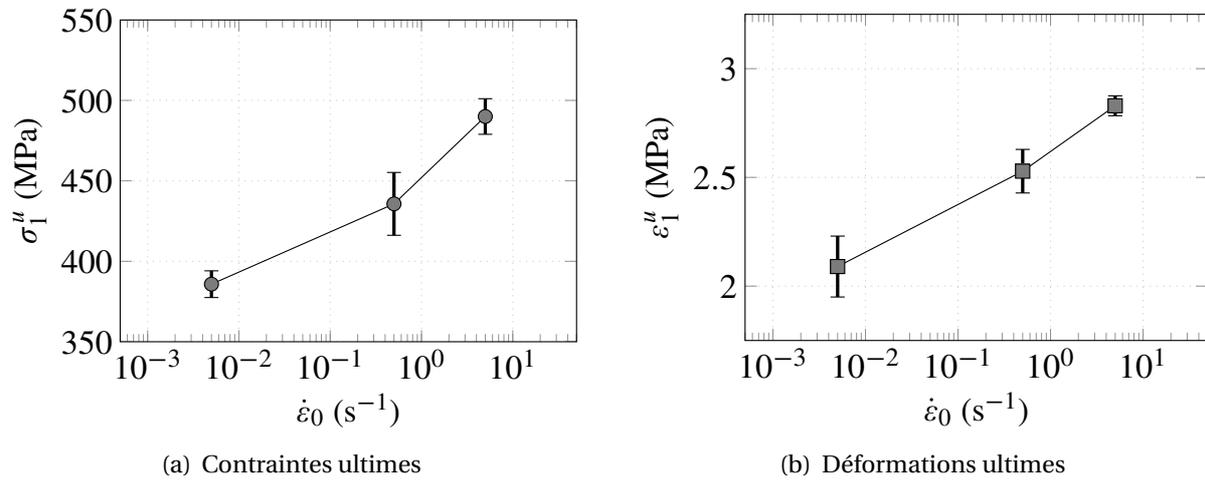


FIGURE 2.29 – Influence de l'augmentation de la vitesse de sollicitation sur les propriétés à rupture

2.3 Bilan sur les effets de la vitesse sur le comportement du matériau

Les travaux menés dans ce chapitre ont permis l'évaluation de l'influence de la vitesse sur le comportement macroscopique et les mécanismes internes liés aux non-linéarités observables.

Dans un premier temps, un protocole expérimental pour la caractérisation du comportement linéaire et non-linéaire jusqu'à rupture, suivant une large gamme de vitesses de déformation, a été présenté. Ce protocole implique une procédure de validation des dimensions d'une éprouvette réduite, adaptée à la réalisation d'essais dynamiques, ainsi que le développement d'une procédure expérimentale permettant d'interrompre des essais à grandes vitesses de manière précise et répétable. Il a été prouvé, par l'investigation des champs de

déformation et des cinétiques d'endommagement, que l'éprouvette de Type C proposée dans cette thèse permet de garantir, tant pour le comportement réversible qu'irréversible, un comportement représentatif des éprouvettes normalisées, uniquement adaptées aux essais quasi-statiques. Concernant la procédure d'interruption en *déformation*, la robustesse de la méthode considérée a été également prouvée. Les limitations d'autres procédures, sont ici palliées, ce qui permet la comparaison de multiples stades de dégradation à travers le spectre de vitesses, garant de tendances représentatives et pertinentes.

Dans un second temps, afin d'illustrer l'applicabilité du protocole expérimental proposé, une vaste campagne de caractérisation du comportement mécanique suivant cinq décades de vitesses de déformation, a été réalisée sur le composite tissé de cette étude. Les tendances issues des résultats d'essais ont permis d'illustrer que ce matériau est hautement sensible à l'augmentation de la vitesse de sollicitation et notamment suivant ses directions de faiblesse, où les propriétés élastiques et les contraintes ultimes augmentent de plus de 80% sur la plage de vitesses étudiées. Les déformations ultimes au contraire ne sont pas affectées. La sensibilité du comportement à la vitesse suivant la direction des fibres est également illustrée. En revanche, les propriétés élastiques ne semblent pas être affectées. Une augmentation des propriétés à rupture a pu être constatée, en accord avec les résultats de la littérature, et cette fois tant pour les contraintes que pour les déformations ultimes.

En complément de l'identification des propriétés macroscopiques, l'investigation de l'influence de la vitesse de sollicitation sur les mécanismes à l'origine du comportement non-linéaire a été menée. Celle-ci a permis de mettre en évidence une augmentation significative du seuil d'endommagement avec l'accroissement du taux de déformation. Inversement, on observe une diminution de la variable d'endommagement maximale mesurée aux instants précédant la rupture. En revanche, la cinétique d'évolution de l'endommagement ne semble pas affectée. Enfin, au regard de l'évolution des déformations irréversibles au cours du chargement et à différentes vitesses, ce phénomène ne semble pas être affecté par les mécanismes visqueux du matériau et se révèle insensible à l'augmentation de la vitesse de sollicitation. Ainsi, forts des différents mécanismes identifiés dans les deux précédents chapitres, nous sommes à même de pouvoir statuer sur la pertinence de la représentation de ces phénomènes à l'aide d'une loi de comportement. Cette partie est abordée dans le chapitre suivant.

Modélisation du comportement jusqu'à rupture suivant une large gamme de vitesses

CHAPITRE 3

L'objectif de ce chapitre est de présenter différentes approches numériques visant à modéliser le comportement macroscopique des matériaux composites à matrice organique. Nous présenterons ensuite le modèle développé dans ces travaux afin d'illustrer la manière avec laquelle la phénoménologie du comportement est prise en compte.

Sommaire

3.1 Modélisation du comportement : endommagement, rupture et effets de vitesse	85
3.1.1 Choix de l'échelle de modélisation	85
3.1.2 Approches fondées sur la mécanique de l'endommagement	94
3.1.3 Bilan	108
3.2 Une modélisation thermodynamique modulaire	110
3.2.1 Le modèle de référence	110
3.2.2 Représentation de l'endommagement et du comportement irréversible	112
3.2.3 Prise en compte des effets de vitesse à court terme	115
3.2.4 Unicité de la solution et régularisation	118
3.3 Bilan	119

3.1 Modélisation du comportement : endommagement, rupture et effets de vitesse

Les deux précédents chapitres ont permis d'identifier et de quantifier expérimentalement l'influence de plusieurs mécanismes physiques sur le comportement du matériau composite étudié. La première partie de ce troisième chapitre présente un ensemble non-exhaustif d'approches mécaniques permettant de modéliser les mécanismes observés expérimentalement. Nous tâcherons dans un premier temps de justifier la pertinence du choix d'échelle de modélisation dans ces travaux. Ensuite, nous nous focaliserons sur la manière par laquelle les mécanismes physiques, et tout particulièrement l'influence de la vitesse de sollicitation, sont pris en compte dans les modèles les plus répandus. La seconde partie de ce chapitre est dédiée à la description du modèle développé et utilisé dans la suite de ces travaux.

3.1.1 Choix de l'échelle de modélisation

De manière similaire à l'étude du matériau, la modélisation du comportement des composites peut être réalisée aux trois échelles caractéristiques, décrites au Chapitre 1. Les échelles microscopiques et mésoscopiques se réfèrent à une description explicite des hétérogénéités matérielles. L'intérêt de ce type d'approche réside dans la possibilité d'obtenir, par homogénéisation, le comportement macroscopique du matériau, à partir des échelles inférieures. *A contrario*, les modèles macroscopiques reposent sur une vision homogène du matériau, pour laquelle, les hétérogénéités sont moyennées. Les paragraphes suivants permettent de rapidement dégager les raisons pour lesquelles l'échelle macroscopique est retenue dans ces travaux.

3.1.1.A L'échelle microscopique

Cette échelle présente l'avantage de pouvoir prendre en compte de manière discrète les hétérogénéités morphologiques comme le confinement matriciel ou les diamètres de fibres, mais également les hétérogénéités liées aux dégradations comme les microporosités matricielles ou encore la dégradation de l'interphase entre la fibre et la matrice. Cette grande liberté permet généralement d'analyser et de mieux comprendre l'influence que peuvent avoir les constituants sur l'évolution des mécanismes de déformation et de dégradation. Le recours à ces approches est ainsi pertinent dans un cadre académique mais aussi dans les phases amonts du développement d'un nouveau matériau composite. C'est pourquoi, dans le cadre industriel de ces travaux, nous ne choisissons pas cette échelle de modélisation.

3.1.1.B L'échelle mésoscopique

La modélisation à l'échelle mésoscopique permet de considérer les orientations et l'entrelacement des torons contenus au sein d'un pli. Cette échelle de modélisation présente un intérêt industriel dans les phases de conception de structures en composites, car elle permet de prédire et d'évaluer le comportement de multiples stratifications et configurations de tissage. La prédiction du comportement peut provenir d'une approche analytique, énergétique ou numérique.

Les modèles analytiques ont été établis pour l'évaluation des propriétés mécaniques des matériaux composites à l'époque où les chercheurs ne bénéficiaient pas des puissances de calcul actuelles. Les premières études reposent ainsi sur une modélisation géométrique analytique des différents constituants. Le principe repose sur la description d'un volume élémentaire tissé constitué de deux plis désorientés l'un par rapport à l'autre, dont la géométrie de l'ondulation est décrite à l'aide de fonctions sinusoïdales [Ishikawa et Chou, 1982, Chou et Ishikawa, 1989, Naik et Shembekar, 1992, Naik et Ganesh, 1995]. Ramenées à deux ou plusieurs plis unidirectionnels ayant leurs orientations respectives, les propriétés du pli équivalent sont issues d'une procédure d'homogénéisation, et les propriétés du stratifié sont calculées à l'aide de la théorie classique des stratifiés. Ce type de modélisation ne permet pas de modéliser les configurations complexes de tissus [Couegnat, 2008] et l'introduction de dégradations, au même titre que la dépendance à la vitesse de sollicitation, y est rarement envisagée.

Les modèles énergétiques reposent sur une description géométrique identique à celle de la méthode analytique. Leur principe consistera à discrétiser le volume élémentaire en n sous-éléments équivalents portant le comportement des fibres et/ou de la matrice [Bigaud et Hamelin, 1997, Jiang *et al.*, 2000]. Des hypothèses d'iso-contrainte ou d'iso-déformation aux bords des sous-éléments permettent d'aboutir aux calculs d'états de contraintes et de déformations. Les propriétés macroscopiques résultent d'un assemblage en série ou en parallèle des propriétés de chaque sous-élément. La relative simplicité de la géométrie ainsi que de la forme des champs de contraintes et de déformations illustrent et constituent les limites de ce type d'approche. Par ailleurs, l'introduction de l'endommagement est envisageable *a priori*. L'utilisation de sous-éléments dont les propriétés sont nulles ou pénalisées permettrait de reproduire l'effet de la fissuration matricielle sur les propriétés élastiques. Des travaux récents issus de [Lebrun, 2014] ont montré la prédictivité de ce type d'approche sur la cinétique d'endommagement d'un composite tissé à architecture sergé 2/2. Il semblerait qu'aucune extension à la dépendance du taux de déformation ne soit en revanche encore établie.

Les modèles numériques développés par exemple dans les travaux de [Lomov *et al.*, 2000, Verpoest et Lomov, 2005] et de [Couegnat, 2008], permettent de générer des cellules mésoscopiques élémentaires virtuelles à partir de la seule connaissance de l'architecture tissée et de la fraction volumique de fibres. Un calcul par Éléments Finis qui permet l'intégration d'hétérogénéités de manière explicite dans le maillage 3D, détermine les propriétés effectives de la cellule élémentaire ([Bouvet, 2011]). Ces méthodes sont encore peu répandues dans le cadre industriel, eu égard aux importants temps de calculs, à la complexité des méthodes de génération de tissus et à la nécessité de connaître les cinétiques des différents *scenarii* d'endommagement. Des études récentes fondées sur des approches fiabilistes émergent néanmoins peu à peu et permettent l'enrichissement de ce type de modélisation, notamment sur l'aspect statistique de la rupture des fibres ([Trabelsi, 2013, Thionnet *et al.*, 2016, Roirand *et al.*, 2017]).

3.1.1.C L'échelle macroscopique

La modélisation du comportement à l'échelle macroscopique permet de reproduire les effets induits des mécanismes de déformation et de dégradation issus des échelles inférieures. Concernant l'endommagement, comme nous le verrons dans les sections suivantes, ces approches phénoménologiques reposent sur la Mécanique de l'Endommagement Continu : on suppose une dégradation diffuse du matériau sous chargement mécanique, qui permet de modéliser la perte de rigidité du matériau par le biais de variables internes d'endommagement, scalaires ou tensorielles ([Kachanov, 1958, Kachanov, 1999]). Les applications liées à ce type d'approche sont nombreuses et déclinées en fonction de l'orientation des renforts, et du type de matrice considérée ([Dumont *et al.*, 1987, Ladeveze et Le Dantec, 1992, Pailhes *et al.*, 2002, Hochard *et al.*, 2006]). Par ailleurs, à cette échelle, il est possible de prédire la ruine structurale d'un stratifié en ayant recours à des critères décrits par des seuils en contrainte ou déformation qui, lorsqu'ils sont atteints, permettent de définir l'instant de défaillance et sa localisation en post-traitement d'un calcul de structure ([Tsai et Wu, 1971, Hashin, 1980]).

Enfin, ces approches se révèlent particulièrement pertinentes dans un cadre industriel. Elles sont aisément implémentables dans les codes de calculs et sont un moyen de dimensionnement efficace dans les phases de conception des structures composites. La précision et surtout l'extensibilité des prédictions du comportement, avec prise en compte d'un maximum de mécanismes physiques, dans le régime non-linéaire jusqu'à rupture, plaide en faveur des approches phénoménologiques. Elles permettraient en outre de participer à la réduction des surcoûts imputables aux facteurs de sécurité.

Dans un premier temps, nous nous attacherons à présenter divers critères de rupture permettant de prédire la ruine des composites, pour ensuite décrire le cadre thermodynamique dans lequel les modèles phénoménologiques, prenant en compte la dissipation d'énergie par endommagement, sont définis. Dans un second temps nous choisissons de présenter trois modèles académiques présents dans la littérature, afin d'en dégager leurs avantages et leurs inconvénients, notamment quant à la manière avec laquelle ils prennent en compte les phénomènes d'endommagement, de viscosité et leurs interactions.

Critères de ruine macroscopique

La plupart des théories sont fondées sur l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique et reposent sur la description d'un état de contrainte macroscopique orthotrope suivant les principaux axes de symétrie du matériau. Ces théories peuvent généralement se décomposer en trois familles majeures : les théories sans interaction ou à interactions limitées, les théories prenant en compte les interactions entre les modes de rupture et les théories fondées sur les modes de rupture respectifs de chacun des constituants [Orifici *et al.*, 2008].

Les critères en contraintes ou déformations maximales

Dans le cas où le matériau est considéré élastique jusqu'à rupture fragile, les critères de dimensionnement sont considérés comme des critères de rupture. Ainsi le critère le plus simple postule que la rupture intervient lorsque la contrainte atteint la résistance maximale du matériau. L'équivalence en déformation est induite. Notons par exemple le critère de Rankine-Navier formulé en contrainte et le critère de Grashof - St. Venant formulé en dé-

formation :

$$\frac{\sigma^+}{R_T} \geq 1 \quad ; \quad \frac{\sigma^-}{R_C} \geq 1 \quad \text{et} \quad \frac{\varepsilon^+}{R_T^e} \geq 1 \quad ; \quad \frac{\varepsilon^-}{R_C^e} \geq 1 \quad (3.1)$$

où σ^+ et R_T représentent la contrainte et la résistance en traction respectivement, σ^- et R_C représentent la contrainte et la résistance en compression respectivement, et avec $R^e = R/E$, E étant le module d'Young. On note qu'aucune interaction n'est définie entre les composantes d'orientations différentes, ce qui peut conduire à une surestimation de la tenue à rupture de la structure. Un critère en contrainte fusionnant les critères de Mohr et de Coulomb postule l'existence d'un plan de rupture et associe la rupture à l'atteinte d'une contrainte de cisaillement sur ce plan, fonction de la contrainte normale agissante. La rupture intervient donc par glissement sur ce plan lorsque la contrainte de cisaillement atteint une valeur supérieure à la cohésion des deux surfaces. Pour un état plan de contrainte, le critère de Mohr-Coulomb (3.2)-(3.5) s'exprime en utilisant les contraintes principales σ_1 et σ_2 de la façon suivante :

$$\sigma_1 > 0; \sigma_2 > 0 : \frac{\sigma_1^+}{R_T} \geq 1; \frac{\sigma_2^+}{R_T} \geq 1 \quad (3.2)$$

$$\sigma_1 < 0; \sigma_2 < 0 : \frac{\sigma_1^-}{R_C} \geq 1; \frac{\sigma_2^-}{R_C} \geq 1 \quad (3.3)$$

$$\sigma_1 > 0; \sigma_2 < 0 : \frac{\sigma_1^+}{R_T} + \frac{\sigma_2^-}{R_C} \geq 1 \quad (3.4)$$

$$\sigma_1 < 0; \sigma_2 > 0 : \frac{\sigma_1^-}{R_C} + \frac{\sigma_2^+}{R_T} \geq 1 \quad (3.5)$$

On retrouve les équations de Rankine-Navier et les équations ((4) et (5)) expriment une interaction linéaire entre les contraintes principales. A noter que cette notion de plan de rupture est la base des critères de Puck explicité au paragraphe 3.1.1.C.

Les critères aux premiers phénomènes irréversibles Dans le cas où le matériau n'est pas considéré élastique-fragile, la limite élastique définit la frontière au delà de laquelle les phénomènes irréversibles apparaissent. Les critères sont donc considérés comme étant des critères de plasticité dans les métaux ou de premier dommage dans les matériaux composites. Dans le cas où l'écoulement plastique, intervenant à volume constant, est indépendant des contraintes hydrostatiques, on lui associe les composantes du déviateur des contraintes ou des déformations. Le critère isotrope de l'énergie maximale de distorsion isotrope introduit par Von Mises pour les matériaux métalliques a été étendu pour les matériaux composites en prenant en compte l'anisotropie ; c'est le critère de Tsai-Hill (Equation (3.6)). C'est un critère quadratique qui permet de retenir les interactions entre les modes de dégradation. Son expression est la suivante :

$$(G + H)\sigma_{11}^2 + (F + H)\sigma_{22}^2 + (F + G)\sigma_{33}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} - 2G\sigma_{11}\sigma_{33} - 2F\sigma_{22}\sigma_{33} + \dots \\ \dots 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{23}^2 \geq 1 \quad (3.6)$$

Notons que Hoffman et Tsai-Wu ont étendu le critère de Tsai-Hill afin de décrire la dissymétrie du comportement qui peut exister en traction et compression dans les matériaux composites. Le critère de [Tsai et Wu, 1971] (Equation (3.7)) est construit à partir de l'expression mathématique d'une surface dans l'espace des contraintes à 6 dimensions. Pour un état plan de contrainte, le critère de Tsai-Wu s'écrit :

$$F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{12}\sigma_{12}^2 + F_1\sigma_{11} + F_2\sigma_{22} + 2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} \geq 1 \quad (3.7)$$

avec

$$F_1 = \frac{1}{X_T} + \frac{1}{X_C}; \quad F_2 = \frac{1}{Y_T} + \frac{1}{Y_C}; \quad F_{11} = -\frac{1}{X_T X_C}; \quad F_{22} = -\frac{1}{Y_T Y_C}; \quad F_{12} = \frac{1}{S^2}$$

où X et Y correspondent aux résistances en traction et compression suivant les deux directions du plan et S à la résistance en cisaillement plan.

Les critères phénoménologiques

Les critères vus précédemment ne prennent pas en compte les différents états locaux de dégradation caractéristiques d'un matériau hétérogène. Les critères phénoménologiques tentent de retranscrire cet aspect à l'aide d'un ensemble de critères associés à une typologie de rupture et de sollicitation ; par exemple le mode de rupture de fibre sous sollicitation de compression ou encore le mode de rupture de matrice sous sollicitation de traction. Les critères de [Hashin, 1980] sont une extension à un état de sollicitation triaxial des critères 2D formulés dans le cadre de la théorie de Hashin et Rotem. Ils peuvent se formuler de la manière suivante :

Rupture des fibres

- En traction :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{12}^2}{S^2}\right)^2 = 1 \quad (3.8)$$

- En compression :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_C}\right)^2 = 1 \quad (3.9)$$

Rupture inter-fibres

- En traction ($\sigma_{22} + \sigma_{33} \geq 0$) :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{12}^2}{S^2}\right)^2 = 1 \quad (3.10)$$

- En compression ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$) :

$$\frac{\sigma_{22}^2 + \sigma_{33}^2}{4Q^2} + \left[\left(\frac{Y_C}{2Q}\right)^2 - 1\right] \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S^2} + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{Q^2} = 1 \quad (3.11)$$

Délamination

$$\left(\frac{\sigma_{33}}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{Q}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{R}\right)^2 = 1 \quad (3.12)$$

avec Q et R les résistances en traction suivant les directions de cisaillement hors-plan et Z^t la résistance en traction hors-plan.

De multiples formulations de critères coexistent et il est à noter qu'une évaluation de ces théories dites phénoménologiques a été proposée par le *World-Wide Failure Exercise*, à l'aide de différents cas tests [Hinton *et al.*, 2002, Hinton *et al.*, 2004b]. Il en ressort que le critère de [Puck, 1996] a été classé comme le plus précis. La théorie de Puck propose une modélisation phénoménologique de la rupture intralaminare. L'hypothèse initiale repose sur des observations expérimentales aboutissant au postulat que la rupture des couches du matériau est de type fragile. Cette hypothèse n'est pas seulement utilisée pour décrire la rupture des fibres, mais est étendue de manière cohérente à la rupture inter-fibre en se fondant sur l'hypothèse de Mohr qui dit que *La rupture (fragile) d'un matériau est déterminée par les contraintes qui agissent sur le plan de rupture*. Une brève description de la rupture par la théorie de Puck est présentée :

Rupture des fibres

- En traction :

$$\frac{1}{X_T} \left[\sigma_1 - \left(v_{LT} - v_{LT}^f \frac{E_L}{E_L^f} m_{f\sigma} \right) (\sigma_2 + \sigma_3) \right] = 1 \quad (3.13)$$

- En compression :

$$\frac{1}{X_C} \left[\sigma_1 - \left(v_{LT} - v_{LT}^f \frac{E_L}{E_L^f} m_{f\sigma} \right) (\sigma_2 + \sigma_3) \right] = 1 \quad (3.14)$$

avec v_{LT}^f et E_L^f le coefficient de Poisson et le module longitudinal de la fibre et v_{LT} et E_L les propriétés de la couche homogénéisée. Le coefficient $m_{f\sigma}$ prend en compte l'intensification de la contrainte transverse. Cette formulation spécifique en contrainte est souvent utilisée sous sa forme duale, en déformations [Hinton *et al.*, 2004a].

Rupture inter-fibres

Puck utilise l'hypothèse fondamentale de la rupture fragile de Mohr, la rupture inter-fibres intervenant suivant le plan de rupture. Pour une rupture inter-fibres, ce plan est toujours parallèle à la direction des fibres et forme un angle θ par rapport à la direction transverse notée x_1 . Les critères font donc intervenir les contraintes agissant sur un plan orienté de θ et les résistances R^A de ce plan. La distinction traction compression est conservée, et deux modes de rupture sont identifiés dans les cas où le plan de rupture est sollicité en compression ($\sigma_n < 0$) ou en traction ($\sigma_n \geq 0$). Ainsi en utilisant les contraintes du repère local de la couche ($\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_{12}$), les contraintes dans le repère de rupture se définissent de la manière suivante :

$$\sigma_{12}(\theta) = \sigma_2 \cos^2 \theta + \sigma_{33} \sin^2 \theta + 2\sigma_{23} \sin \theta \cos \theta \quad (3.15)$$

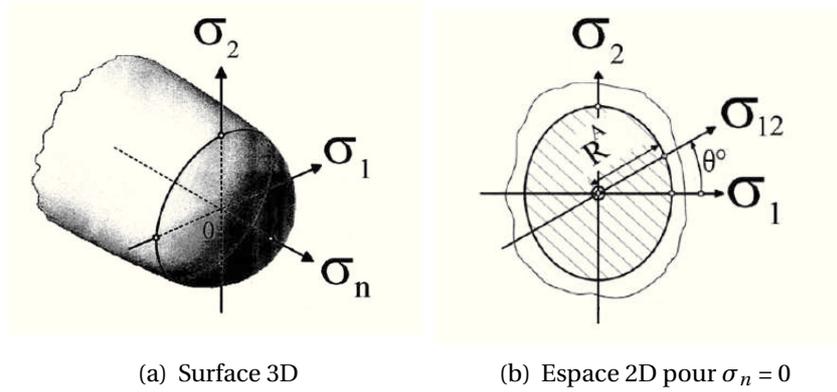


FIGURE 3.1 – a) Illustration a) de la surface de rupture de Puck dans l'espace des contraintes $(\sigma_n, \sigma_1, \sigma_2)$ et b) du plan de rupture orienté à θ° dans l'espace des contraintes planes.

$$\sigma_1(\theta) = (\sigma_{33} - \sigma_2) \sin\theta + \cos\theta \sigma_{23} (\cos^2\theta - \sin^2\theta) \quad (3.16)$$

$$\sigma_2(\theta) = \tau_{31} \cos\theta + \tau_{21} \sin\theta \quad (3.17)$$

avec σ_{12} la contrainte normale agissant suivant x_{12} (formant un angle θ avec x_1), σ_1 la contrainte tangentielle transverse, σ_2 la contrainte tangentielle longitudinale agissant suivant x_2 . Dans un état plan de contrainte et en distinguant la traction de la compression, le critère de rupture inter-fibre s'écrit :

- En traction ($\sigma_{12} \geq 0$) :

$$c_1 \left(\frac{\sigma_{12}}{R_1^A} \right)^2 + c_2 \frac{\sigma_{12}}{R_1^A} + \left(\frac{\sigma_1}{R_{0^\circ}^A} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{R_\theta^A} \right)^2 = 1 \quad (3.18)$$

- En compression ($\sigma_{12} < 0$) :

$$\left(\frac{\sigma_1}{R_{0^\circ}^A - p_{0^\circ}^{(-)} \sigma_{12}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{R_\theta^A - p_\theta^{(-)} \sigma_{12}} \right)^2 = 1 \quad (3.19)$$

avec $R_{0^\circ}^A = \frac{Y_C}{2(1+p_{0^\circ}^{(-)})}$ et $p_{0^\circ}^{(-)}$, c_1 , c_2 des paramètres de calibration.

Les modes de rupture

Enfin, la théorie de Puck permet de distinguer trois modes de rupture inter-fibres notés A, B et C dans la Figure 3.2, qui reproduisent la ruine des matériaux composites pour des sollicitations de traction et compression, avec l'usage de deux critères locaux seulement.

Prise en compte de l'influence de la vitesse

Les divers critères décrits précédemment n'intègrent pas l'influence de la vitesse sur les propriétés à rupture. Cependant, comme nous l'avons vu dans les précédents chapitres,

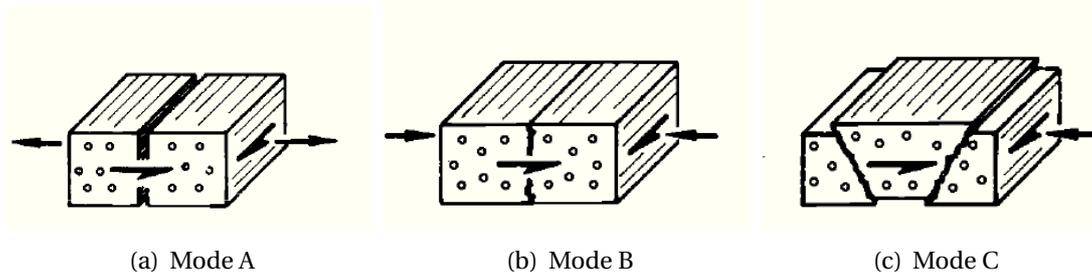


FIGURE 3.2 – Schémas des différents modes de rupture de [Puck, 1996], pour une sollicitation de cisaillement couplée à une sollicitation de a) traction, b) compression et c) forte compression.

cette influence est non négligeable, notamment sur la contrainte à rupture. On notera ainsi quelques études fondées sur le critère de [Hashin, 1980], qui s'intéressent à étendre la prédiction de la rupture aux grandes vitesses de déformation. [Sun, 2000] utilise une modification empirique du critère d'Hashin pour prendre en compte l'augmentation apparente de la contrainte à rupture en cisaillement causée par une contrainte de compression transverse. Une deuxième approche [Karim, 2005] postule une évolution des grandeurs à rupture de manière linéaire avec l'augmentation de la vitesse de déformation et décrit cette relation linéaire (Equation (4.8)) sous la forme :

$$X = C_1 + C_2 \dot{\epsilon} \quad (3.20)$$

X étant la résistance à rupture (en tension, compression, cisaillement) du composite pour différentes directions de sollicitation (longitudinale, transverse, cisaillement plan et hors-plan) et $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation considérée; C_1 et C_2 correspondant à des constantes matériau identifiées par les essais expérimentaux et traduisent différents modes de rupture. Ainsi l'utilisation des équations (3.8), (3.9), (3.10) et (3.11), modifiées par la substitution des propriétés à rupture décrites dans l'équation (3.20) permet d'aboutir à un critère de Hashin 3D dont les propriétés sont dépendantes de la vitesse de déformation.

Par ailleurs, une approche récente fondée sur les mécanismes de rupture de la matrice à l'échelle microscopique, mais exprimée de manière simple par le biais de grandeurs macroscopiques mesurables, est présentée dans les travaux de [Daniel, 2014]. S'appuyant sur des travaux antérieurs [Daniel *et al.*, 2009], il postule trois principaux mécanismes ou modes de rupture associés à trois directions de sollicitation :

- Rupture en traction :

$$\frac{\sigma_{22}}{F_{2t}} + \left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \left(\frac{\sigma_{12}}{F_{2t}}\right)^2 = 1 \quad (3.21)$$

- Rupture en compression :

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{F_{2c}}\right)^2 + \alpha^2 \left(\frac{\sigma_{12}}{F_{2c}}\right)^2 = 1 \quad (3.22)$$

- Rupture en cisaillement :

$$\left(\frac{\sigma_{12}}{F_{12}}\right)^2 + \frac{2}{\alpha} \frac{\sigma_{12}}{F_{12}} = 1 \quad (3.23)$$

avec σ_{22} et σ_{12} les contraintes transverses et de cisaillement respectivement ; F_{2t} , F_{2c} et F_{12} sont les résistances transverses en traction, compression et cisaillement plan respectivement ; $\alpha = E_2/G_{12}$ est le ratio entre le module d'Young transverse et le module de cisaillement plan.

La réalisation d'une campagne expérimentale à des vitesses quasi-statiques ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), intermédiaires ($\dot{\epsilon} = 10^0 \text{ s}^{-1}$) et dynamiques ($\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$) permet aux auteurs d'établir une relation linéaire de l'évolution des propriétés à rupture en fonction du logarithme de la vitesse de déformation.

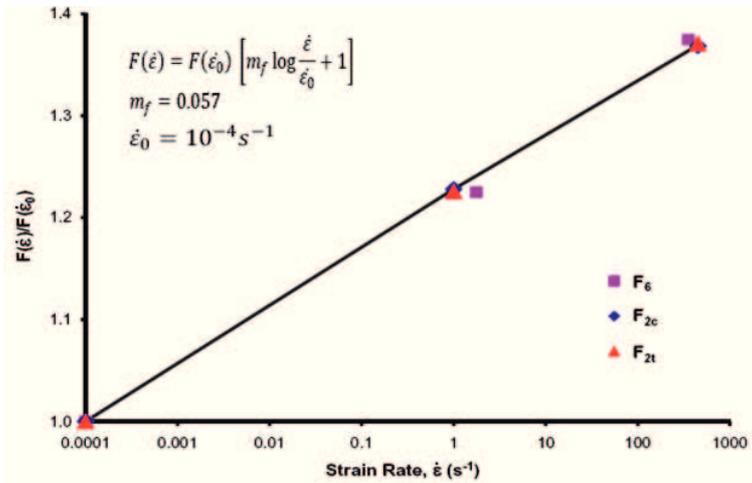


FIGURE 3.3 – Variation des propriétés transverses et de cisaillement à rupture en fonction de la vitesse de déformation [Schaefer et al., 2014].

Ainsi, pour les gammes de vitesses étudiées, ils aboutissent à une relation reliant les propriétés dominées majoritairement par la matrice au taux de déformation :

$$F(\dot{\epsilon}) = F(\dot{\epsilon}_0) \left(m \log \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} + 1 \right) \quad (3.24)$$

En utilisant l'Equation (3.24), les auteurs reformulent les équations (3.22), (3.23) et (3.21) afin de prendre en compte la dépendance à la vitesse de déformation de la même manière que dans [Daniel et al., 2011] :

- Rupture majoritairement en traction :

$$\frac{\sigma_{22}^*}{F_{2t}} + \left(\frac{\alpha}{2}\right)^2 \left(\frac{\sigma_{12}^*}{F_{2t}}\right)^2 = 1 \quad (3.25)$$

- Rupture majoritairement en compression :

$$\left(\frac{\sigma_{22}^*}{F_{2c}}\right)^2 + \alpha^2 \left(\frac{\sigma_{12}^*}{F_{2c}}\right)^2 = 1 \quad (3.26)$$

- Rupture majoritairement en cisaillement :

$$\left(\frac{\sigma_{12}^*}{F_{12}}\right)^2 + \frac{2}{\alpha} \frac{\sigma_{22}^*}{F_{12}} = 1 \quad (3.27)$$

avec, $\sigma_i^* = \sigma_i \left(m \log \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} + 1\right)^{-1}$ la contrainte apparente identifiée à chaque vitesse, $i = 22$ et 12 et pour $\alpha = E_2/G_{12}$ indépendant de la vitesse. La Figure 3.4, décrit l'enveloppe de rupture pour différents taux de déformation et ramenés dans le plan $(\sigma_{22}^*, \sigma_{12}^*)$.

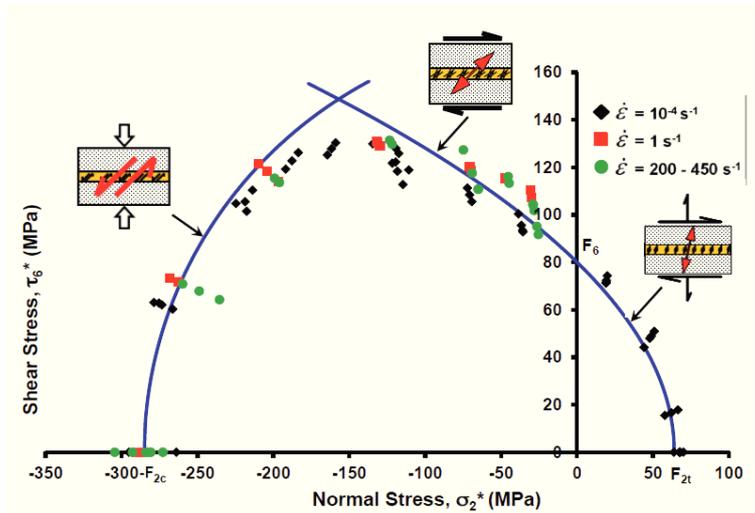


FIGURE 3.4 – Enveloppe de rupture décrite par les critères de rupture dépendants de la vitesse de [Daniel et al., 2011].

Bilan

Des avancées significatives ont été réalisées dans le développement des approches fondées sur des critères de ruine. Les avantages liés à la facilité d'implémentation et à la rapidité des temps de calculs permettent aujourd'hui encore de justifier leur emploi dans les démarches de pré-conception ou d'avance de phase des industries du transport et du génie civil. Cependant, leur complexité nécessite de réaliser de vastes campagnes d'essais, ce qui peut s'avérer limitant. En outre, le caractère continu et progressif de l'évolution de certains mécanismes de dégradation au cours d'un chargement ne peut pas être reproduit, ce qui contraint les simulations numériques à ne pas pouvoir dépasser et prédire le comportement après les premières dégradations.

Ce sont les raisons pour lesquelles l'approche retenue dans ces travaux de thèse se rapprochera de la philosophie des modèles de comportement fondés sur la mécanique de l'endommagement présentés dans la section suivante. Nous verrons que l'avantage de ces approches réside dans la prise en compte de la cinétique des mécanismes et leurs effets sur le comportement, tout en restant pertinentes pour des applications dans un cadre industriel.

3.1.2 Approches fondées sur la mécanique de l'endommagement

Ces approches sont fondées sur l'hypothèse que certains mécanismes de dégradation se développent de manière diffuse et progressive au sein des matériaux composites. Dès lors,

ces mécanismes peuvent être homogénéisés et décrits par une ou des variables internes d'endommagement obéissant à une loi d'évolution. La prise en compte de l'endommagement à cette échelle est réalisée par l'utilisation de la Mécanique de l'Endommagement Continu (CDM), dans un cadre faisant appel à la thermodynamique des processus irréversibles. Nous ferons un rappel de comment est conceptualisé l'endommagement dans un cadre thermodynamique et présenterons trois modèles prenant en compte la description de l'endommagement dans les composites. Enfin, nous dresserons une liste non-exhaustive de modèles permettant de prendre en compte l'influence de la vitesse sur le comportement jusqu'à rupture.

3.1.2.A Principe d'élaboration d'une loi de comportement

Dans un cadre faisant appel à la mécanique des milieux continus, une loi de comportement se doit de conceptualiser mathématiquement les phénomènes physiques rencontrés expérimentalement afin de traduire la réponse d'un volume élémentaire représentatif ayant subi une sollicitation. Ceci se traduit par l'écriture de relations fonctionnelles de comportement *en cohérence avec les principes fondamentaux de la mécanique et de la physique*, se traduisant par le respect de plusieurs critères [Thionnet *et al.*, 2003a] :

- l'indépendance vis-à-vis de l'observateur, c'est le *critère de cohérence universelle*;
- la description de l'évolution des variables respectant les premier et second principes de la thermodynamique, c'est le *critère de cohérence thermodynamique*;
- le respect des conditions de symétrie matérielles de la microstructure, c'est le *critère de cohérence géométrique*.

Ainsi, on se place dans un cadre thermodynamique associé au principe de l'état local, qui suppose que l'état thermodynamique d'un point matériel ne dépend que de la valeur des variables d'état en ce point. Le nombre et la nature de l'évolution des variables conditionnent la qualité de la prédiction des phénomènes physiques considérés.

3.1.2.B Rappel sur la modélisation de l'endommagement continu

La notion d'endommagement, initialement issue des travaux de [Kachanov, 1958, Kachanov, 1999], est considérée comme la base de la théorie de l'endommagement continu à l'échelle macroscopique, développée par ([Chaboche, 1978, Lemaitre et Chaboche, 1988]). Une des premières applications fut pour la prédiction du comportement à rupture quasi-fragile des bétons sous sollicitations cycliques de fatigue ([Lemaitre et Chaboche, 1985]).

Notion de variable d'endommagement

Considérons un solide endommagé incorporant un élément de volume fini isolé ayant une section définie par une aire S et sa normale \vec{n} . L'aire résistante effective \tilde{S} telle que $\tilde{S} \leq S$, dénotant l'aire associée à l'endommagement, permet alors de quantifier de l'endommagement local suivant la direction \vec{n} par :

$$D_{\vec{n}} = \frac{S - \tilde{S}}{S} \quad (3.28)$$

La quantité $D_{\vec{n}}$, appelée variable d'endommagement, est donc attribuée à l'aire relative des fissures, projetées dans le plan normal à la direction \vec{n} . Ainsi on a $D_{\vec{n}} = 0$ pour un solide sain (i.e. vierge de toutes dégradations), $D_{\vec{n}} = 1$ pour un solide ruiné en deux parties suivant un plan normal à \vec{n} , et $0 \leq D_{\vec{n}} < 1$ pour un solide présentant un certain niveau d'endommagement. Notons qu'ici, l'endommagement est considéré isotrope, et est ainsi représenté par une variable scalaire ; l'extension à un endommagement anisotrope peut être faite par l'utilisation d'une variable tensorielle, ce qui est généralement fait lorsque l'orientation des fissures dépend du chargement.

Notion de contrainte effective

La contrainte effective est nommée en ce sens qu'elle est associée à la section "restante", résistant aux sollicitations. Considérons un élément de volume représentatif soumis à une contrainte σ telle que $\sigma = \frac{F}{S}$; F étant la force appliquée sur une section S de ce volume. En présence d'endommagement D , la section restante, dite effective, s'exprime par :

$$\tilde{S} = S(1 - D) \quad (3.29)$$

et ainsi la contrainte effective est définie par :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} \Rightarrow \underline{\underline{\tilde{\sigma}}} = \frac{\underline{\underline{\sigma}}}{1 - D} \quad (3.30)$$

avec $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes de Cauchy. Citons que l'équivalence en déformation repose sur l'hypothèse que *"Tout comportement à la déformation, unidimensionnel ou tridimensionnel, d'un matériau endommagé est traduit par les lois de comportement du matériau vierge dans lesquelles les contraintes usuelles sont remplacées par les contraintes effectives"* ([Lemaitre et Chaboche, 1985]).

Le cadre thermodynamique

Le respect des critères énoncés en Section 3.1.2.A passe par l'utilisation d'un cadre thermodynamique. Celui-ci permet de définir un potentiel de dissipation dont découlent les lois d'évolution des mécanismes dissipatifs, qui sont obtenues en respectant les conditions de cohérence de la thermodynamique. En respect au premier critère, nous définissons un ensemble de variables d'état, dont les valeurs à l'instant t définissent l'état du matériau.

LES VARIABLES D'ÉTAT

Il existe deux types de variables d'état : les variables observables et les variables internes. Le premier type regroupe le tenseur des déformations totales $\underline{\underline{\varepsilon}}$, dont la variable duale est le tenseur des contraintes de Cauchy $\underline{\underline{\sigma}}$, et la température T , dont la variable duale est l'entropie s . Le second type regroupe l'ensemble des variables internes, i.e. observables de manière indirectes. Par exemple, on peut définir le tenseur des déformations irréversibles $\underline{\underline{\varepsilon}}^i$ dont la variable duale est le tenseur de Cauchy $-\underline{\underline{\sigma}}$; l'endommagement $\underline{\underline{D}}$, dont la variable duale est $\underline{\underline{Y}}$; les variables internes associées à l'écrouissage V_k dont les variables duales sont les forces thermodynamiques A_k .

LE POTENTIEL D'ÉTAT

Le cadre thermodynamique, tel que défini par [Truesdell et Toupin, 1960] et [Germain *et al.*, 1983] utilise comme potentiel thermodynamique l'énergie libre d'Helmholtz Ψ , une fonction convexe des variables observables et internes :

$$\Psi = \Psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, T, \underline{\underline{\varepsilon}}_i, \underline{\underline{D}}, V_k) \quad (3.31)$$

Notons qu'appliqué à l'élasto-plasticité en petites déformations, on définit le tenseur des déformations élastiques $\underline{\underline{\varepsilon}}_e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_i$, avec $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_e + \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_i$ le tenseur de taux de déformations totales et sous l'hypothèse de la partition des déformations $\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_i$. Ce qui permet alternativement d'écrire :

$$\Psi = \Psi(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_i, T, \underline{\underline{\varepsilon}}_i, \underline{\underline{D}}, V_k) = \Psi(\underline{\underline{\varepsilon}}_e, T, \underline{\underline{\varepsilon}}_i, \underline{\underline{D}}, V_k) \quad (3.32)$$

LES LOIS D'ÉTAT

Les lois d'état relient les variables duales aux variables d'état et s'obtiennent par dérivation du potentiel thermodynamique par rapport à ces dernières. Pour cela, on a d'une part par différenciation totale :

$$\dot{\Psi} = \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_e + \frac{\partial \Psi}{\partial T} \cdot \dot{T} + \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{D}}} \cdot \dot{\underline{\underline{D}}} + \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \cdot \dot{V}_k \quad (3.33)$$

D'autre part, l'inégalité de Clausius-Duhem correspondant au second principe de la thermodynamique, s'énonce sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}} - \rho (\dot{\Psi} + s\dot{T}) - \underline{q} \cdot \frac{\nabla T}{T} \geq 0 \quad (3.34)$$

avec ρ la masse volumique, s l'entropie, \underline{q} le flux thermique et T la température.

Par substitution de l'Equation (3.33) dans l'Equation (3.34), on obtient :

$$\left(\underline{\underline{\sigma}} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e} \right) : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_e + \underline{\underline{\sigma}} : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_i - \rho \left(s + \frac{\partial \Psi}{\partial T} \right) \dot{T} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{D}}} \dot{\underline{\underline{D}}} - \rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \dot{V}_k - \underline{q} \cdot \frac{\nabla T}{T} \geq 0 \quad (3.35)$$

Notons que pour toute évolution des variables d'état indépendantes, on doit vérifier l'Equation (3.35) (soit pour tout \dot{X} , où X est une variable interne ou observable). Ainsi, on aboutit à :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_i} \quad (3.36)$$

$$s = -\frac{\partial \Psi}{\partial T} \quad (3.37)$$

Par convention, on définit la force thermodynamique associée à l'endommagement sous la forme :

$$Y = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial D} \quad (3.38)$$

De même, on définit les forces thermodynamiques associées aux variables internes pilotant les autres phénomènes dissipatifs sous la forme :

$$A_k = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \quad (3.39)$$

Par suite, l'inégalité de Clausius-Duhem devient :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + Y \dot{D} + A_k \dot{V}_k - \underline{\underline{q}} \cdot \frac{\nabla T}{T} \geq 0 \quad (3.40)$$

En utilisant la décomposition de la dissipation *i.e.* une dissipation intrinsèque et une dissipation thermique indépendantes, le second principe de la thermodynamique impose :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + Y \dot{D} + A_k \dot{V}_k \geq 0 \quad (3.41)$$

LE POTENTIEL DE DISSIPATION

La difficulté est de trouver une loi de comportement qui respecte, pour toute évolution des variables internes, l'Équation 3.35. Le cadre des matériaux standards généralisés propose un moyen de résoudre cette condition ([Halphen et Nguyen, 1975]). Cela suppose l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation, continu, positif, et convexe par rapport aux variables de flux $(\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^i, \dot{D}, \dot{V}_k)$ et nul à l'origine, qui détermine l'évolution des forces thermodynamiques associées aux variables internes. Ce pseudo-potentiel s'exprime sous la forme :

$$\varphi(\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^i, \dot{D}, \dot{V}_k) \quad (3.42)$$

Par le principe de normalité, les lois complémentaires s'obtiennent sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{\partial \varphi}{\partial \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^i} \quad Y = \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{D}} \quad A_k = \frac{\partial \varphi}{\partial \dot{V}_k} \quad (3.43)$$

A noter que cette formulation peut-être inversée (par transformation de Legendre-Fenchel), de sorte que les lois complémentaires décrivent l'évolution des variables flux en fonction de leurs duales. On définit alors, un nouveau pseudo-potentiel $\varphi^*(\underline{\underline{\sigma}}, Y, A_k)$, qui par normalité donne :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^i = \frac{\partial \varphi^*}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad \dot{D} = \frac{\partial \varphi^*}{\partial Y} \quad \dot{V}_k = \frac{\partial \varphi^*}{\partial A_k} \quad (3.44)$$

Ainsi, définir une loi de comportement dans un cadre thermodynamique des matériaux standards généralisés se résume à la détermination du potentiel d'état et du pseudo-potentiel de dissipation. Notons pour finir qu'une méthode alternative couramment employée est de postuler en premier lieu les lois d'évolution et de vérifier que la dissipation reste positive, comme dans les travaux de [Jeunechamps, 2008] et de [Bonnet, 2005].

3.1.2.C Etat de l'art autour des mésomodèles

Le mésomodèle du LMT Cachan

Une des approches que nous souhaitons présenter est fondée sur le mésomodèle d'endommagement développé par [Ladeveze et Le Dantec, 1992], qui adopta pour la première fois un cadre thermodynamique pour la modélisation du comportement des composites stratifiés à plis unidirectionnels et à matrice organique. Il a été depuis étendu à divers types de matériaux composites tels que les composites tissés à matrice céramique [Ladeveze, 1995b] ou organique ([Coutellier et Rozycki, 2000, Hochard *et al.*, 2001]). Le point clef de cette approche repose sur les ponts successifs réalisés entre les différentes échelles. Dans un premier temps, il est possible de prendre en compte les effets de la microfissuration intralaminaires présentes à l'échelle microscopique ([Ladeveze et Lubineau, 2001]). Les travaux de [Ladeveze *et al.*, 2006] permettent ensuite d'enrichir le mésomodèle en reproduisant les effets induits de la fissuration interlaminaire. Enfin, et récemment [Abisset *et al.*, 2011] étend le mésomodèle en prenant en compte les endommagements respectifs à l'interface en plus de ceux du pli. Notons par ailleurs que nous ne considérerons que la modélisation du pli dans ces travaux de thèse. L'endommagement est considéré par le biais de variables d'endommagement scalaires permettant de décrire la perte de rigidité apparente due aux mécanismes de dégradation. L'hypothèse majeure associée à cette stratégie de modélisation consiste à dire que la plasticité et l'endommagement sont constants dans l'épaisseur du pli, considérée infinitésimale [Abisset, 2012]. Par la suite, la densité d'énergie de déformation dans le pli se formule comme suit :

$$2e_d = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix}^T [S] \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1 - \bar{d}_{12}) (1 - d)} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}^0 (1 - d_{13})} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}^0 (1 - \bar{d}_{23}) (1 - d_{23})} \quad (3.45)$$

où S définit le tenseur de souplesse, exprimé sous la forme :

$$[S] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^0 (1 - d_f)} & -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} \\ -\frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} & \frac{1}{E_2^0 (1 - [\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22}) (1 - [\sigma_{22}]^+ d')} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0 (1 - [\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} \\ -\frac{\nu_{13}^0}{E_1^0} & -\frac{\nu_{23}^0}{E_2^0 (1 - [\sigma_{22}]^+ \bar{d}_{22})} & \frac{1}{E_3^0 (1 - [\sigma_{33}]^+ d')} \end{bmatrix} \quad (3.46)$$

avec $[\sigma_{ii}]^+$ désignant la fonction de Heaviside, qui permet de décrire le caractère unilatéral du dommage, et E_i^0, ν_{ij}^0 correspondant respectivement aux modules d'Young et coefficients de Poisson selon les axes d'orthotropie du matériau.

Le choix d'une grandeur scalaire se justifie par l'hypothèse que la direction du dommage est *a priori* connue. Pour les matériaux composites stratifiés à matrice organique, la direction du dommage est orientée par la microstructure et non par le chargement. De plus, on considère que l'endommagement ne modifie pas le caractère orthotrope du comportement. Ainsi, dans le cadre du mésomodèle du LMT, les variables internes qui permettent de décrire les mécanismes physiques de dégradation sont :

- d_f associée à la rupture des fibres

- $\bar{d}_{22}, \bar{d}_{12}$ et \bar{d}_{23} associées à la fissuration transverse
- d', d et d_{23} associées aux décohésions fibres/matrice et aux dégradations diffuses de la matrice

En considérant que les variables d et d' consistent à décrire l'effet d'un même type de dégradation sur des rigidités différentes, les auteurs définissent des combinaisons linéaires reliant les forces thermodynamiques et les variables d'endommagement, à l'aide de paramètres de couplage b et b_d (Équations (3.47), (3.48)). Enfin, notons que ce phénomène diffus de micro-décohésions fibre/matrice tend à saturer au bout d'un certain niveau de chargement, initiant notamment le phénomène de fissuration transverse par coalescence. Le mésomodèle décrit cette saturation via un limiteur d_s (Équation (3.48)).

$$Y = Y_d + bY_{d'} \quad (3.47)$$

$$w = \frac{\langle \sqrt{Y} - \sqrt{Y_0} \rangle_+}{\sqrt{Y_c} - \sqrt{Y_0}} \quad \text{et} \quad d = \begin{cases} \sup_{\tau \leq t}(w) & \text{si } w < d_s, \\ d_s & \text{sinon} \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} d' = b_d d \\ d_{23} = \frac{d'}{1+w_{23}^0} \end{cases} \quad (3.48)$$

où Y_0 et Y_c , sont des paramètres matériau permettant de décrire respectivement l'initiation et la cinétique du dommage, et où w est la loi d'évolution de l'endommagement.

La prise en compte de la rupture des fibres en traction ne dépend que de la sollicitation dans cette direction. En compression, un couplage entre la force thermodynamique considérée et la sollicitation de cisaillement est réalisé par le biais d'un paramètre k , dans le but de représenter de manière phénoménologique l'influence des dégradations diffuses sur le phénomène de *kinking* ([Feld *et al.*, 2011]). Ainsi :

$$w = \begin{cases} \frac{Y_{d_f}}{Y_{d_f}^t} & \text{si } \sigma_{11} > 0, \\ \frac{Y_{d_f}}{Y_{d_f}^c} + k \frac{Y_d}{Y_c^c} & \text{si } \sigma_{11} < 0 \end{cases} \quad \text{et} \quad d_f = \begin{cases} 1 & \text{si } \sup_{\tau \leq t}(w) \geq 1, \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (3.49)$$

où les seuils $Y_{d_f}^t$ et $Y_{d_f}^c$ sont des paramètres matériaux.

La prise en compte du mécanisme de dégradation par fissuration transverse consiste à décrire des phénomènes observés expérimentalement, à l'aide de loi d'évolution fondée sur un pont entre les échelles micro-méso [Ladeveze et Lubineau, 2001]. La philosophie n'est pas expliquée ici, mais le lecteur pourra se référer à [Ladeveze et Lubineau, 2001, Ladeveze et Lubineau, 2002, Ladeveze et Lubineau, 2003, Lubineau et Ladeveze, 2008]. Les équations sont donc rappelées ci-dessous :

- pour $\rho \leq \rho_s$

$$\rho = \sup_{\tau \leq t} \left[\mathcal{G} \left\{ \left((\gamma_I \bar{Y}_{22})^\alpha + (\gamma_{II} \bar{Y}_{12})^\alpha + (\gamma_{III} \bar{Y}_{23})^\alpha \right)^{\frac{1}{\alpha}} \right\} \right] \quad (3.50)$$

où

$$\mathcal{G} : x \rightarrow \left(\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} \right)^{-1} \left(\frac{1}{x} \right), \quad \gamma_I = \frac{1}{G_I^c}, \quad \gamma_{II} = \frac{\frac{\partial f_{12}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{II}^c}, \quad \gamma_{III} = \frac{\frac{\partial f_{23}}{\partial \rho}}{\frac{\partial f_{22}}{\partial \rho} G_{III}^c} \quad (3.51)$$

et

$$\begin{cases} Y_{ij} = h \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h < \bar{h}, \\ Y_{ij} = \bar{h} \frac{\partial \langle \langle e_d \rangle \rangle}{\partial \bar{d}_{ij}} & \text{si } h \geq \bar{h} \end{cases} \quad (3.52)$$

- sinon $\rho \leq \rho_s$

De plus,

$$\begin{cases} \bar{d}_{22} = f_{22}(\rho) \\ \bar{d}_{12} = f_{12}(\rho) \\ \bar{d}_{23} = f_{23}(\rho) \end{cases} \quad (3.53)$$

avec ρ la variable interne micro associée au taux de micro-fissures défini par $\rho = \frac{h}{D}$ (h : épaisseur du pli, D : longueur du pli) ; $(f_{22}(\rho), f_{12}(\rho), f_{23}(\rho))$ trois fonctions issues d'une procédure d'homogénéisation ; $(G_I^c, G_{II}^c, G_{III}^c)$ les taux de restitution d'énergie respectivement associés aux modes I, II, et III ; \bar{h} un pli épaisseur dite de transition permettant de modéliser le comportement de la propagation de fissures pour un pli épais ; et ρ_s un limiteur introduit dans la loi d'évolution de ρ permettant de modéliser la saturation des fissurations transverses (menant notamment au délaminage).

Le modèle rend également compte de "l'écrouissage" des matériaux composites en couplant le pilotage de la plasticité avec l'endommagement en utilisant la notion de contrainte effective (seulement dans les directions où le comportement du composite est majoritairement associé à celui de la matrice) avec une loi d'évolution à écrouissage isotrope. De plus, la modélisation du délaminage est une extension récente au modèle de base et est décrit par le biais d'un comportement orthotrope élastique endommageable, piloté par trois nouvelles variables d'endommagement associées aux trois modes de délaminage I, II, et III ; cependant, cet ajout augmente de manière significative les temps de résolution [Berro Ramirez, 2013].

Enfin, ce mésomodèle ne permet pas de reproduire les effets visqueux induit par la matrice sur le comportement (ni dans le domaine réversible, ni dans le domaine irréversible), dont on peut arguer qu'ils sont négligeables pour les époxy, ce qui n'est plus vrai pour le PA 66. Cela peut donc être considéré comme une limite du modèle quant à la reproduction des décharges hystérétiques, dans le cadre du comportement réversible sous chargements cyclés en quasi-statique. C'est ainsi, et comme nous le verrons dans la suite, que cet aspect peut être vu comme un axe d'amélioration, permettant de prédire l'influence de la vitesse sur le comportement mécanique.

La richesse de la description des phénomènes d'endommagement du mésomodèle du LMT rend l'extension de son domaine de validité aux vitesses dynamiques encore délicate et nécessiterait des essais spécifiques à l'image de ceux présentés au Chapitre précédent. Nous noterons cependant l'introduction d'un "effet retard" sur l'évolution de l'endommagement. Cet effet repose sur l'utilisation d'une loi d'évolution des variables d'endommagement à taux limité ([Ladeveze, 1995a, Allix et Deu, 1997]) qui dans le cadre des calculs de structure quasi-statiques, fait office de méthode de régularisation de la dépendance pathologique au maillage et des phénomènes de localisation du dommage. Le principe consiste à borner le

taux de croissance de l'endommagement sous la forme :

$$\dot{d} = \frac{1}{\tau_c} \left(1 - e^{-a(\omega-d)_+} \right) \quad (3.54)$$

avec ω déterminé par l'Équation 3.48 et a et τ_c des paramètres matériaux du modèle. En première approximation, [Allix *et al.*, 2003, Feissel *et al.*, 2004] estime que τ_c peut se définir par :

$$\tau_c = \frac{h}{c_r} \approx h \sqrt{\frac{\rho}{\mu_n}} \quad (3.55)$$

avec h l'épaisseur du pli endommagé et c_r la vitesse des ondes de Rayleigh. Cependant, des essais de caractérisation en dynamique permettent l'identification plus précise de ces deux paramètres ([Guimard, 2009]). Finalement, cette méthode permet d'un point de vue du comportement, de reproduire l'influence de la vitesse, mais uniquement sur le retard de l'endommagement (Figure (3.5)).

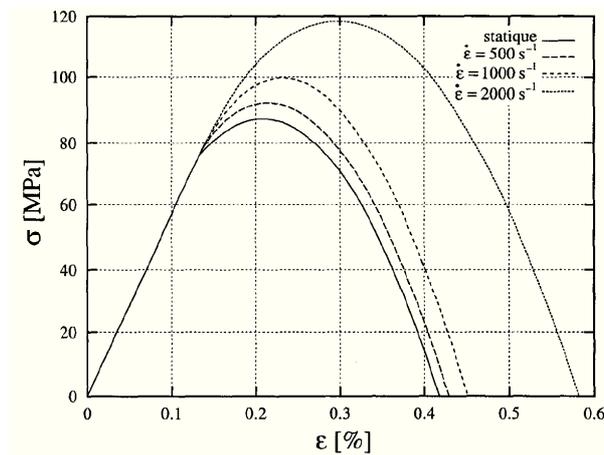


FIGURE 3.5 – Illustration de l'effet retard [Deü, 1997].

Le modèle d'endommagement de l'ONERA (ODM)

La prise en compte de l'endommagement pour les matériaux composites se fonde sur les travaux de [Maire et Chaboche, 1997]. Les modèles de l'ONERA furent initialement développés à l'aide de potentiels thermodynamique écrits en contraintes. Cependant ces formulations explicites engendrent d'importants temps de résolution dans le cadre de calculs de structures. Les formulations actuelles sont donc fondées sur des formulations en déformations. Notons que ce paragraphe ne sera consacré qu'à l'une des versions du modèle de l'ONERA, nommée "ODM_MS", pour *Onera Damage Model MicroStructure direction*¹.

1. Du fait du fort contraste des propriétés mécaniques entre la phase renfort et la phase polymère, et au vu des observations expérimentales, nous rappelons que nous considérons que les directions privilégiées d'endommagement sont orientées par la microstructure, et non par le chargement comme cela peut être le cas dans les matériaux composites SiC/SiC.

Le modèle, écrit dans un cadre thermodynamique, admet la formulation en déformation du potentiel de densité d'énergie libre suivante :

$$\psi = \frac{1}{2\rho} \left(\underline{\underline{\varepsilon}}^* : \mathbf{C}^m : \underline{\underline{\varepsilon}}^* + \psi^0 - \psi^r - \psi^s \right) \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \underline{\underline{\varepsilon}}^* = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0 \\ \psi^0 = \underline{\underline{\varepsilon}}^* : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^0 + \underline{\underline{\varepsilon}}^0 : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^* \\ \psi^r = \underline{\underline{\varepsilon}}^* : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^r + \underline{\underline{\varepsilon}}^r : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^* \\ \psi^s = \underline{\underline{\varepsilon}}^* : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^s + \underline{\underline{\varepsilon}}^s : \mathbf{C}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}^* \end{cases} \quad (3.56)$$

où \mathbf{C}^m est le tenseur de rigidité effectif, \mathbf{C}^0 le tenseur de rigidité initial, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ le tenseur de déformation thermique, $\underline{\underline{\varepsilon}}^0$ le tenseur d'effet des déformations résiduelles induites par le procédé de fabrication sur l'évolution des fissures, $\underline{\underline{\varepsilon}}^s$ le tenseur de déformations stockées permettant d'assurer l'unilatéralité du dommage au moment du passage traction/compression [Chaboche et Maire, 2002], et $\underline{\underline{\varepsilon}}^r$ le tenseur de déformations résiduelles associées à l'endommagement.

Les effets des dégradations matricielles sont pris en compte à l'aide du tenseur $\Delta \mathbf{S}^m$.

$$\Delta \mathbf{S}^m = \sum_i \eta_i^m d_i^m \mathbf{H}_i^m \quad \text{avec} \quad \mathbf{S}^m = \mathbf{S}^0 + \Delta \mathbf{S}^m \quad \text{et} \quad \mathbf{C}^m = (\mathbf{S}^m)^{-1} \quad (3.57)$$

où \mathbf{H}_i^m défini l'effet du dommage associé à la variable d'endommagement d_i^m , η_i^m étant une variable interne permettant la description de l'état actif/passif du dommage. Ce dernier permet d'affecter l'élasticité initiale de la manière suivante :

$$\mathbf{S}^m = \mathbf{S}^0 + \Delta \mathbf{S}^m \quad \text{et} \quad \mathbf{C}^m = (\mathbf{S}^m)^{-1} \quad (3.58)$$

Ainsi découle la loi de comportement et les forces thermodynamiques du dommage, prenant en compte l'ensemble des variables internes :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \mathbf{C}^m : \underline{\underline{\varepsilon}}^* - \mathbf{C}^0 : (\underline{\underline{\varepsilon}}^r + \underline{\underline{\varepsilon}}^s - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) \\ \underline{\underline{Y}}_i^m = \rho \frac{\partial \psi}{\partial d_i^m} = \frac{1}{2} \underline{\underline{\varepsilon}}^* : \mathbf{C}^m : \eta_i^m \mathbf{H}_i^m : \mathbf{C}^m : \underline{\underline{\varepsilon}}^* \end{cases} \quad (3.59)$$

Sous l'hypothèse de contraintes planes, les variables d'endommagement scalaires sont aux nombres de trois (d_1^m, d_2^m, d_3^m) et sont associées à la dégradation issue de sollicitations respectivement orientées à 0° , 90° et à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction des fibres. Les forces thermodynamiques (Équation (3.60)) sont obtenues de manière non-classique, car elles sont issues de la partie positive de la décomposition spectrale du tenseur des déformations, correspondant au tenseur des déformations efficaces (Équation (3.61)) :

$$\begin{cases} y_1^{nm} = \frac{1}{2} \varepsilon_1^+ C_{11}^0 \varepsilon_1^+ \\ y_1^{tm} = \frac{1}{2} (\varepsilon_6^+ C_{66}^0 \varepsilon_6^+ + b_1 \varepsilon_5^+ C_{55}^0 \varepsilon_5^+) \end{cases} \quad (3.60)$$

avec b_1 un paramètre pilotant la pondération des cinétiques d'endommagement intra et inter-laminaire.

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^+ = \underline{\underline{P}} \begin{pmatrix} \langle \varepsilon_I \rangle_+ & 0 & 0 \\ 0 & \langle \varepsilon_{II} \rangle_+ & 0 \\ 0 & 0 & \langle \varepsilon_{III} \rangle_+ \end{pmatrix} \cdot \underline{\underline{P}}^T \quad (3.61)$$

avec ε_I , ε_{II} et ε_{III} associées aux valeurs propres de $\underline{\underline{\varepsilon}}$, et $\underline{\underline{P}}$ la matrice de passage dans l'espace des déformations principales par rapport à l'espace initial.

Les lois d'évolution des variables d'endommagement sont définies sous la forme de critères découplés pour chaque variable. Ainsi le pseudo potentiel φ^* est remplacé par une fonctionnelle notée F_i^m , qui définit une surface seuil d'endommagement :

$$F_i^m(y_i^{nm}, y_i^{tm}, d_i^m) = f_i^{nm}(y_i^{nm}) + f_i^{tm}(y_i^{tm}) - d_i^m \quad \text{avec} \quad i \in \{1, 3\} \quad (3.62)$$

Afin de reproduire le phénomène de saturation, couramment observé lors des essais, les lois d'évolution sont exprimées sous une forme exponentielle décroissante :

$$f_i^x = d_{c(i)}^x \cdot \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{\langle \sqrt{y_i^x} - \sqrt{y_{0(i)}^x} \rangle_+}{\sqrt{y_{c(i)}^x}} \right)^{p^i} \right) \right) \quad (3.63)$$

l'exposant x pouvant se remplacer par nm ou tm , et $d_{c(i)}^x$, p_i^x , $y_{0(i)}^x$, $y_{c(i)}^x$ étant des paramètres du modèle ; précisément $y_{0(i)}^x$, $y_{c(i)}^x$ représentent les seuils d'endommagement initiaux et critiques. Le choix des paramètres de l'Équation (3.63) confère à *ODM* l'avantage de pouvoir influencer sur la forme et l'évolution de la cinétique d'endommagement. Un autre avantage réside dans la possibilité de décrire différents scénarii de fermetures de fissure via le tenseur $\underline{\underline{\varepsilon}}^0$. Notons enfin que la prise en compte du couplage plan/hors-plan initialement absente du modèle, fut établie par [Marcin, 2010] par le rajout d'une troisième force thermodynamique y_p^3 :

$$\begin{cases} y_3^{nm} = \frac{1}{2} \varepsilon_3^+ C_{33}^0 \varepsilon_3^+ \\ y_3^{tm} = \frac{1}{2} (b_2 \varepsilon_4^+ C_{44}^0 \varepsilon_6^+ + b_1 \varepsilon_5^+ C_{55}^0 \varepsilon_5^+) \\ y_p^3 = \frac{1}{2} (a_1 \varepsilon_1 C_{11} \varepsilon_1 + a_2 C_{22} \varepsilon_2 + a_3 \varepsilon_6 C_{66} \varepsilon_6) \end{cases}$$

La prise en compte de la viscosité dans *ODM* permet de reproduire l'influence de la vitesse sur le comportement élastique endommageable des composites à matrice organique. A l'origine les modèles de l'ONERA ne sont pas capable de prédire le comportement visqueux des CMO. Cependant, les récents travaux de [Marcin, 2010] ont permis d'enrichir les modèles en tenant compte de cet aspect. Fondée sur les travaux de [Maire, 1992] et appliqué à un stratifié composite renforcé par des fibres de verre, cette approche repose sur le modèle spectral, tel qu'il est décrit dans les travaux de [Laurin, 2005]. A la différence des nombreux modèles de viscosité à variables discrètes, le modèle spectral considère la viscosité de manière continue. Cette approche permet d'aboutir à une décomposition de la viscosité en un ensemble de temps caractéristiques élémentaires, reliés entre eux par un spectre gaussien. Initialement développée pour reproduire le comportement visqueux des composites aux vitesses très lentes et sous sollicitations de fluage, son intégration dans le potentiel de densité d'énergie libre se fait sous la forme :

$$2\rho\psi = \left(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} \right) : \mathbf{C}^0 : \left(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} \right) + \sum_i \frac{1}{\mu_i} \left(\underline{\underline{\xi}} : \mathbf{C}^r : \underline{\underline{\xi}} \right) \quad (3.64)$$

avec comme variables internes $\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$, $\underline{\underline{\xi}}$ correspondant à un mécanisme visqueux, \mathbf{C}^0 étant le tenseur de rigidité initiale, et \mathbf{C}^r le tenseur de rigidité relaxée. Chaque temps de relaxation

caractéristique τ_i est associé à un poids μ_i , sous la forme d'une loi statistique équiprobable de distribution (avec n_0 l'écart-type et n_c la moyenne de la gaussienne) qui peut se définir par :

$$\tau_i = \exp(i) \quad \text{et} \quad \mu_i = \frac{\mu_i^*}{\sum_i \mu_i^*} \quad \text{avec} \quad \mu_i^* = \frac{1}{n_0 \sqrt{\pi}} \exp\left(-\left(\frac{i - n_c}{n_0}\right)^2\right) \quad (3.65)$$

Les lois d'état dérivent classiquement du potentiel thermodynamique et s'expriment sous la forme :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \mathbf{C} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) \\ \underline{\underline{\sigma}}^{ve} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}} = -\underline{\underline{\sigma}} \\ \underline{\underline{\chi}}_i = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\xi}}_i} = \frac{1}{\mu_i} \mathbf{C}^r : \underline{\underline{\xi}}_i \end{cases} \quad (3.66)$$

L'écriture du potentiel de densité de dissipation et des lois d'évolution est défini en Équation 3.67 :

$$2\rho\varphi = \sum_i \frac{\mu_i}{\tau_i} (\underline{\underline{\omega}}_i : \mathbf{S}^r : \underline{\underline{\omega}}_i) \quad \text{et} \quad \begin{cases} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{ve} = g(\underline{\underline{\sigma}}) \sum_i \dot{\underline{\underline{\xi}}}_i \\ \dot{\underline{\underline{\xi}}}_i = \frac{1}{\tau_i} (\mu_i \bar{\underline{\underline{\xi}}}_i - \underline{\underline{\xi}}_i) \end{cases} \quad (3.67)$$

où $\underline{\underline{\omega}}_i = g \underline{\underline{\sigma}}^{ve} + \underline{\underline{\chi}}_i$, g étant une fonction non-linéaire des σ_{ij} permettant de reproduire le caractère non linéaire du comportement en fluage des CMO, et \mathbf{S}^r le tenseur des souplesses relaxées sous une forme orthotrope. Les effets de l'endommagement sur la viscosité à long terme sont introduits grâce au tenseur \mathbf{S}^r , qui affecte le comportement asymptotique des déformations en fluage :

$$\tilde{\mathbf{S}}^r = \mathbf{S}^r + \sum_{i=1}^3 \eta_i^m d_i^m \mathbf{H}_i^{ve} \quad (3.68)$$

avec $\tilde{\mathbf{S}}^r$ le tenseur des déformations effectives relaxées. Notons que la dépendance de l'évolution de l'endommagement à la viscosité observée par [Hug, 2005] et [Nguyen et Gamby, 2007] est prise en compte de manière "intrinsèque" et naturelle dans la formulation des forces thermodynamiques associées à l'endommagement, du fait qu'elles dépendent de la partie positive de la décomposition spectrale du tenseur des déformations [Marcin, 2010].

Comme nous le verrons plus tard dans ce chapitre, (voir Section 3.2.3), les travaux de Berthe ont permis d'étendre, avec succès, la plage de sensibilité du modèle spectral aux gammes de vitesses dynamiques, dans le cadre d'une application reposant sur la modélisation du comportement réversible du matériau composite T700/M21 [Berthe et al., 2013, Berthe, 2014].

Le mésomodèle de l'ENSMP

Les modèles précédents sont fondés sur une description scalaire de l'endommagement. Cependant les approches fondées sur la description vectorielle de l'endommagement présentent l'intérêt de décrire géométriquement les modes d'ouverture des fissures. Les premiers travaux visant à modéliser l'endommagement dans les matériaux composites furent

fondés sur ce type d'approche [Talreja, 1985]. L'extension de cette approche à la prise en compte de l'influence de l'épaisseur du pli a été réalisée dans le cadre de matériaux composites à renforts unidirectionnels [Thionnet et Renard, 1993]. L'application la plus proche de cette thèse, concerne les travaux de [Aussedat, 1997] qui a étendu le modèle de **Thionnet** aux composites tissés carbone/epoxy, avec une description vectorielle de l'endommagement à directions non-fixes. Ce modèle a ensuite été étendu à un composite tissé verre/polypropylène sous sollicitations de choc dans [Bonnet, 2005]. Nous en faisons une brève description dans la suite.

L'endommagement dans ce modèle est associé majoritairement au mécanisme de dégradation par fissuration transverse. Ces fissures peuvent être décrites à l'aide d'un vecteur $\vec{V} = (V_T, V_N)$ tel que :

$$\begin{cases} V_N(d, m, r) = f(d).U_N(m, r) \\ V_T(d, m, r) = f(d).U_T(m, r) \end{cases} \quad (3.69)$$

où V_T et V_N permettent la description des ouvertures de fissures de manière tangentielle et normale, avec U_T et U_N associés aux sauts de déplacements des lèvres de fissures de manière tangentielle et normale respectivement. La variable d modélise la densité de fissuration du pli endommagé tel que $0 \leq d \leq \infty$. Les variables m et r permettent de respectivement définir le mode de sollicitation des fissures et leur amplitude d'ouverture :

- $m=1$: les fissures sont ouvertes suivant la direction normale au plan de fissuration.
- $m=2$: les lèvres de fissures sont en contact, mais peuvent subir un cisaillement.
- $1 < m < 2$, alors les fissures sont ouvertes en cisaillement.

Le modèle postule un potentiel d'état fondé sur l'hypothèse de partition de la déformation totale en un tenseur des déformations élastiques endommagées, un tenseur viscoélastique, et un tenseur viscoplastique (Équation 3.70).

$$\rho\Psi = \rho\Psi^{end} + \rho\Psi^{ve} + \rho\Psi^{vp} \quad (3.70)$$

Le potentiel d'énergie libre, fonction convexe des variables internes, est défini à l'Équation 3.71.

$$\begin{cases} \Psi(\underline{\underline{\varepsilon}}^{end}, d, m, r) = \frac{1}{2}\underline{\underline{\varepsilon}}^{end} : \mathbf{C}(d, m, r) : \underline{\underline{\varepsilon}}^{end} \\ \mathbf{C}(d, m, r) = \mathbf{C}^0 + f^2(d).(\mathbf{C}^N.U_N^2(m, r) + \mathbf{C}^T.U_T^2(m, r) + \mathbf{C}^{NT}.U_{NT}^2(m, r)) \end{cases} \quad (3.71)$$

avec $\underline{\underline{\varepsilon}}^{end}$ le tenseur des déformations endommagées d'ordre 2 ; \mathbf{C}^0 le tenseur d'élasticité non endommagé d'ordre 4 ; \mathbf{C}^N le tenseur d'ordre 4 reproduisant la perte de rigidité due à la composante V_N décrite à l'aide des fissures ouvertes ($m=1$) ; \mathbf{C}^T le tenseur d'ordre 4 reproduisant la perte de rigidité due à la composante V_T décrite à l'aide des fissures ouvertes ($m=2$) ; \mathbf{C}^{NT} le tenseur d'ordre 4 reproduisant la perte de rigidité due au couplage des composantes V_T et V_N décrite à l'aide des fissures ouvertes ($1 < m < 2$) ; et $f(d)$ une fonction de lissage des chutes de rigidités dépendant de la variable d définie comme dans [Thionnet et al., 2003b] :

$$f^2(d) = \frac{d}{1+d} \quad (3.72)$$

Les lois d'état dérivent du potentiel d'énergie libre (de manière identique à l'Équation (3.33)) :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{end}}; \quad A = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial d}; \quad M = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial m}; \quad R = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial r} \quad (3.73)$$

avec $\underline{\underline{\sigma}}$, A , M , R , les variables duales associées aux variables internes d'endommagement. La loi d'évolution de l'endommagement, indépendante du temps, est définie à l'aide d'une fonction seuil utilisant un critère convexe exprimé par :

$$c(\underline{\underline{\varepsilon}}^{end}, d, m, r) = A^c(d, m, r) - A(\underline{\underline{\varepsilon}}^{end}, d, m, r) \leq 0 \quad (3.74)$$

où A^c représente la fonction seuil d'endommagement. La loi d'évolution de la variable d'endommagement s'exprime sous la forme :

$$d = \frac{-\rho \frac{\partial^2 \Psi^{end}}{\partial d \partial \underline{\underline{\varepsilon}}^{end}} d \underline{\underline{\varepsilon}}^{end} + \left(\rho \frac{\partial^2 \Psi^{end}}{\partial d \partial m} - \frac{\partial A^c}{\partial m} \right) dm + \left(\rho \frac{\partial^2 \Psi^{end}}{\partial d \partial r} - \frac{\partial A^c}{\partial r} \right) dr}{\rho \frac{\partial^2 \Psi}{\partial d^2} - \frac{\partial A^c}{\partial d}} \quad (3.75)$$

Notons que dans [Thionnet, 1991, Bonnet, 2005, Mercier, 2006], une hypothèse est posée concernant l'indépendance de la loi d'évolution vis-à-vis de la variable r et qu'un lissage de l'évolution des densités de fissures en fonction de la charge, pour différentes valeurs de m , permet d'aboutir à une nouvelle forme de loi d'évolution simplifiée indépendante des variables m et r . Cette loi s'exprime sous la forme :

$$A^c = -b.e^{\frac{\ln(\ln(1-\frac{d}{c}))}{a}} \quad (3.76)$$

avec a, b, c des paramètres de la loi à identifier par une procédure d'identification inverse.

La viscosité est introduite directement dans le potentiel d'énergie libre (Équation 3.70) de manière similaire au modèle *ODM*.

Cette fois cependant, les auteurs font le choix de faire porter son effet tant sur la partie réversible qu'irréversible. Néanmoins, nous avons montré au Chapitre 2 que l'irréversibilité de la réponse du matériau étudié est indépendante du taux de déformation auquel il est soumis². Cela nous permet de nous focaliser sur la partie viscoélastique :

$$\rho \Psi^{ve}(\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) = \frac{1}{2}(\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} : \mathbf{C}_{ve} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) \quad (3.77)$$

avec \mathbf{C}_{ve} le tenseur de rigidité viscoélastique d'ordre 4. La loi d'évolution de la contrainte visqueuse repose sur le respect de l'inégalité de Clausius-Duhem, ainsi que l'hypothèse que l'endommagement est indépendant de la vitesse de sollicitation. Finalement, les auteurs aboutissent à une relation reliant la contrainte à la déformation visqueuse en ayant recours à plusieurs tenseurs d'ordre 4 :

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} + \gamma : \underline{\underline{\sigma}} = \mathbf{C}^0 : (\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{end} + \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ve}) + (\gamma : \mathbf{C}^\infty) : (\underline{\underline{\varepsilon}}^{end} + \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) \quad (3.78)$$

2. Cette hypothèse est considérée valable sur la plage de vitesses de déformation étudiée dans ces travaux et pour le matériau de l'étude.

avec \mathbf{C}^0 le tenseur d'ordre 4 des rigidités instantanées, \mathbf{C}^∞ le tenseur d'ordre 4 des rigidités relaxées, et γ le tenseur d'ordre 4 pilotant la relaxation. Ramené au cas unidimensionnel, il est intéressant de noter que l'on retrouve une équation équivalente au modèle rhéologique de Zener. Cette méthode sera testée dans la suite du chapitre, afin d'évaluer sa capacité à reproduire la rigidité de notre matériau aux quatre vitesses de déformation considérées dans cette étude (voir Section 3.2.3).

3.1.2.D Vers le viscodommage

Comme nous avons pu le prouver au Chapitre 2, il est courant de considérer que le phénomène d'endommagement dans les matériaux composites à matrice organique est dépendant à la vitesse. Cependant, aucun des modèles présentés précédemment ne prend en compte de manière intrinsèque cette phénoménologie.

Le modèle de [Iannucci, 2006], issu des travaux de [Iannucci *et al.*, 2001] utilise une formulation de la loi d'évolution de l'endommagement fondé sur l'énergie maximale de dissipation et non sur la variable d'endommagement. L'effet de vitesse est reproduit par un effet retard sur l'endommagement [Dechaene *et al.*, 2002]. La prise en compte de l'aspect tissé se fait à l'aide de variables internes scalaires associées aux directions principales d'orthotropie et aux types de dommages considérés dans ces directions. Plus récemment, [Foroutan, 2009] reprend les travaux de [Dechaene *et al.*, 2002] et postule une loi d'évolution de l'endommagement dépendant à la vitesse de déformation. Pour cela, il relie de manière explicite les propriétés élastiques du matériau sain au taux de déformation et aboutit aux propriétés effectives par l'expression suivante (pour le sens chaîne) :

$$E_{11} = E_{11}^0 \sqrt{[(1 - \alpha_{11}d_{11})(1 - \alpha_{12}d_{12})][(1 - \alpha_{21}d_{21})][(1 - \alpha_{41}d_{41})(1 - \alpha_{42}d_{42})]} \quad (3.79)$$

avec $E_{11}^0 = C_2(1 + C_1|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{11}|)^{C_3}$ et C_i des constantes matériau à identifier. S'en suit la loi d'évolution de l'endommagement (pour la dégradation par fissuration transverse), exprimée sous la forme :

$$\dot{d}_{11} = Z_{11}(\dot{\epsilon}_{11}) [A_{11} + A_{12}d_{11}] \left(\frac{|\sigma_{11}|}{\sigma_{11}^0 (1 - \alpha_{11}d_{11})(1 - \alpha_{12}d_{12})} \right)^{0.5} \quad (3.80)$$

avec A_{11} et A_{12} des constantes matériau, σ_{11}^0 la contrainte seuil d'endommagement indépendante du temps et $Z_{11}(\dot{\epsilon}_{11})$ une fonction dépendant de la vitesse de déformation telle que $Z_{11} = \left[(W_{11}|\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{11}|)^{W_{12}} \right]$ où W_{11} et W_{12} sont des paramètres matériau à identifier. Ainsi la forme générale du modèle peut s'écrire comme suit :

$$\dot{\sigma} = C(d)\dot{\underline{\underline{\epsilon}}} + \dot{\sigma}^d(\sigma, d, \dot{d})$$

3.1.3 Bilan

L'état de l'art mené dans ce chapitre a pour but de donner une vision d'ensemble des principales approches numériques visant à prédire le comportement des matériaux composites organiques, notamment à l'échelle macroscopique par le biais de modèles phénoménologiques. A cette échelle, on retiendra que la différenciation des approches repose quasi-exclusivement sur le nombre, la nature tensorielle et la forme des lois d'évolution associées

aux variables d'endommagement. La volonté de décrire une grande variété de mécanismes physiques, tels que le permettent les modèles présentés, peut s'avérer rédhibitoire pour leur utilisation dans le cadre de simulations numériques industrielles.

Nous retiendrons également que l'extension des modèles à la prise en compte des effets visqueux – pour des temps caractéristiques courts – sur le comportement élastique est suffisamment récente pour être encore sujette à réflexion et amélioration. De plus les approches permettant de décrire la dépendance au taux de sollicitation des mécanismes non-linéaires sont encore rarement introduites dans les modèles et peuvent être considérées actuellement comme un axe majeur de recherche.

Dans l'esprit d'améliorer la confiance dans la prédiction numérique du comportement des composites à PSA, et fort de ces conclusions, un des défis de cette thèse est de proposer une approche numérique fondée sur l'utilisation d'un modèle phénoménologique, moins complexe que ceux de la littérature, tout en conservant la description des physiques nécessaires. Nous attacherons une importance à prendre en compte, d'une part les mécanismes non-linéaires ayant un effet d'ordre un sur le comportement quasi-statique et dynamique (voir Chapitre 1) et d'autre part à reproduire l'influence de la vitesse sur les grandeurs macroscopiques (voir Chapitre 2), le tout sur un large spectre de vitesses de déformation.

3.2 Une modélisation thermodynamique modulaire

Dans cette section, on propose d'étendre une approche numérique, utilisée en interne au Groupe PSA ([Feld et Vallino, 2016]), dont la caractéristique majeure repose sur la description modulaire du comportement des composites stratifiés. Cette approche présente la particularité de pouvoir être aisément adaptée aux différentes conditions de sollicitation d'un cadre industriel et correspond au besoin des Bureaux au sein du Groupe PSA.

3.2.1 Le modèle de référence

L'approche repose sur un modèle quasi-statique de référence, associée à une description hiérarchique des effets de vitesse, au sens de leur temps caractéristique. La composante quasi statique du comportement est révélatrice de sa réponse à une échelle de temps correspondant à celle d'un essai conventionnel, c'est-à-dire la seconde. La composante lente, ou long terme correspond aux échelles de temps plus longues, comme la minute ou l'heure, tandis que la composante rapide, ou court terme, correspond aux échelles de temps plus courtes, comme la milliseconde ou la microseconde.

Le modèle de référence intègre, par le biais d'un modèle d'endommagement, les éléments modélisant la perte de raideur observée expérimentalement. Il permet en outre de prendre en compte l'aspect irréversible des déformations résiduelles, par le biais d'un modèle de plasticité. La plasticité sera représentée par des modèles classiquement utilisés pour les métaux en sachant qu'ils correspondent à une physique différente. Finalement, les effets de vitesse intègrent des dynamiques liés aux temps longs, caractéristiques des phénomènes de fluage et de relaxation, ainsi qu'aux temps courts, caractéristiques des accroissements de rigidité et de résistance observés sous sollicitation dynamique. Un schéma illustrant la philosophie de l'approche modulaire est présenté en Figure 3.6. Le modèle,

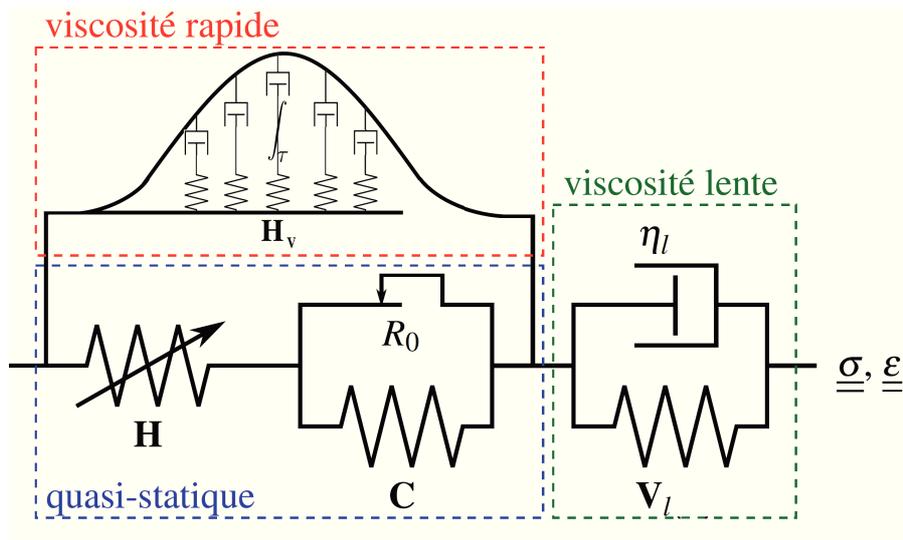


FIGURE 3.6 – Schéma des différents éléments inclus dans l'approche modulaire : Modèle élastoplastique endommageable, enrichi en parallèle par un modèle visco-élastique continu et en série par un modèle de Kelvin-Voigt

dans sa configuration complète, se trouve être relativement complexe et est capable de re-

produire les phénomènes majeurs associés au comportement orthotrope non-linéaire, cités et identifiés dans les précédents chapitres. La dimension modulaire offerte par le modèle se traduit dans sa capacité à pouvoir être adapté à des sollicitations spécifiques, en allégeant le modèle de référence de certaines *briques*. De fait, il est possible de conserver un modèle thermodynamiquement admissible, qui se rapprocherait des modèles phénoménologiques ([Ladeveze et Le Dantec, 1992, Hochard *et al.*, 2001, Laurin, 2005]) décrit en Section 3.1.2.C.

On se place dans le cadre général de la thermodynamique des milieux continus ([Germain *et al.*, 1983]). Nous considérons que la vitesse de déformation de référence du modèle est associé au taux de déformation caractéristique des essais en quasi-statique, réalisés à $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. L'hypothèse de la partition des déformations permet de décomposer la déformation totale de façon additive en une composante élastique réversible, une composante anélastique irréversible et une composante visqueuse à long terme, qui permet de reproduire l'assouplissement et le fluage aux vitesses lentes. De manière duale, on suppose que les contraintes se décomposent de façon additive en une composante statique et une composante visqueuse à court terme, permettant de reproduire l'augmentation de rigidité et de contrainte à haute vitesse :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_i + \underline{\underline{\varepsilon}}_l \quad \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}_s + \underline{\underline{\sigma}}_v \quad (3.81)$$

- Les effets court terme sont pris en compte grâce à l'ajout d'une branche visco-élastique à temps caractéristique court en parallèle³ de la branche "statique" (voir figure 3.6). Dans les faits, l'intégration de Riemann d'une fonction continue associée à un nombre théoriquement infini de temps caractéristiques, permet d'approximer de manière discrète la fonction pondérant l'effet des mécanismes visqueux, de façon similaire au travaux de [Berthe *et al.*, 2014].
- Les effets long terme sont pris en compte grâce à l'ajout d'une branche visco-élastique à temps caractéristique long en série de la branche statique (\mathbf{V}_l et η_l , voir figure 3.6), *i.e.* un modèle de Kelvin-Voigt⁴ ([Boubakar *et al.*, 2003]).

Dans les cas où l'on souhaite dégrader le modèle afin qu'il puisse être adapté à la prédiction du comportement suivant des vitesses spécifiques, il est possible de désactiver les différentes composantes dépendantes du temps, en supprimant leurs termes respectifs, à la fois dans les potentiels d'énergie libre :

$$\rho\psi = \frac{1}{2} \left[\underline{\underline{\varepsilon}}_e : \mathbf{H}(\underline{\underline{d}}) : \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \frac{Cp^{m+1}}{m+1} + \int_{\tau} (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{v(\tau)}) : \mathbf{H}_v(\tau) : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{v(\tau)}) d\tau + \underline{\underline{\varepsilon}}_l : \mathbf{V}_l : \underline{\underline{\varepsilon}}_l \right] \quad (3.82)$$

où $\underline{\underline{d}}$, p et $\underline{\underline{\varepsilon}}_{v(\tau)}$ sont les variables internes et les autres termes sont détaillés plus loin, et de même dans la puissance dissipée :

$$\mathcal{P} = \underline{\underline{\sigma}}_s : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_i - \underline{\underline{Y}} : \underline{\underline{\dot{d}}} - R\dot{p} - \int_{\tau} \dot{\zeta}(\tau) : \underline{\underline{\varepsilon}}_{v(\tau)} d\tau - \underline{\underline{\sigma}}_l^v : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_l \quad (3.83)$$

3. Le choix de paralléliser les effets visqueux à temps caractéristique court, sera justifié dans la suite. Nous verrons que cela permet de reproduire l'effet durcissant dû à l'augmentation du taux de déformation, sans influencer outre mesure sur les mécanismes de la branche "statique". C'est le cas lors de la plupart des scénarii de chocs ou de vibrations.

4. La diminution du taux de déformation permet alors le développement de déformations visqueuses qui accroissent la déformation totale, sans influencer la partie "statique". C'est le cas lors de la plupart des scénarii de fatigue ou de fluage.

Rappelons que nous nous concentrons sur la modélisation du comportement des matériaux composites tissés thermoplastiques soumis à des vitesses de sollicitation très élevées comparativement aux sollicitation de fluage et de fatigue. Par conséquent, les termes associés aux mécanismes de viscosité à long terme (indiqués l) ne seront pas étudiés dans la suite. Leur usage est courant et détaillé par exemple dans ([Launay *et al.*, 2010, Launay, 2011]).

La formulation dans le cadre le plus général est donnée en trois dimensions, la réduction aux contraintes planes ou déformations planes étant triviale. Ainsi, le comportement élastique est régi par la loi de Hooke, caractérisée par le tenseur de raideur \mathbf{H}_0 (Équation 3.84)⁵.

$$\mathbf{H}_0 = \begin{pmatrix} E_1(1 - \nu_{23}\nu_{32})\Gamma & E_1(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})\Gamma & E_1(\nu_{31} + \nu_{31}\nu_{32})\Gamma & 0 & 0 & 0 \\ E_1(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})\Gamma & E_2(1 - \nu_{13}\nu_{31})\Gamma & E_2(\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})\Gamma & 0 & 0 & 0 \\ E_1(\nu_{31} + \nu_{31}\nu_{32})\Gamma & E_2(\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})\Gamma & E_3(1 - \nu_{12}\nu_{21})\Gamma & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{23} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G_{31} \end{pmatrix} \quad (3.84)$$

où $\Gamma = 1/(1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{31}\nu_{13} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13})$. Il peut aussi se définir comme l'inverse du tenseur de souplesse \mathbf{S}_0 :

$$\mathbf{S}_0 = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} \end{pmatrix} \quad (3.85)$$

Les E_i représentent les modules d'Young, les G_{ij} les modules de cisaillement et les ν_{ij} les coefficients de Poisson. Les deux symétries matérielles permettent de réduire le nombre de coefficients matériau indépendants de la matrice \mathbf{H}_0 à 9 ou 6 paramètres, en considérant un pli tissé équilibré, comme dans le cas présent.

3.2.2 Représentation de l'endommagement et du comportement irréversible

Le modèle dans son intégralité est capable de reproduire l'effet des principaux mécanismes de dégradation considérés dans ces travaux ainsi que les non-linéarités du comportement observées notamment dans les directions de faiblesse des matériaux composites.

3.2.2.A Couplage d'état entre élasticité linéaire et endommagement

Le modèle permet de modéliser l'effet des fissures matricielles observé majoritairement en cisaillement. La caractéristique des CMO qui consiste à favoriser une orientation de l'endommagement imposée par la microstructure permet de justifier le recours à des variables

5. En notation de Voigt ([Lemaitre et Chaboche, 1985]).

d'endommagement scalaires, et donc non tensorielles. Ces variables permettent d'affecter la raideur élastique \mathbf{H} directement, par le biais du tenseur de projection ${}^8\mathbf{B}$ (Equation 3.86). Ce couplage s'exprime dans la loi de Hooke sous la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}}_s = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \mathbf{H}(\underline{d}) : \underline{\underline{\varepsilon}}_e = \left[\left({}^8\mathbf{I} - \sum_i {}^8\mathbf{B}_i d_i \right) :: \mathbf{H}_0 \right] : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \quad (3.86)$$

avec \mathbf{H}_0 le tenseur de rigidité initiale non-endommagé et ${}^8\mathbf{I}$ le tenseur d'identité, et où \underline{d} représente le vecteur des variables d'endommagement défini comme :

$$\underline{d} = (d_{fc}, d_{ft}, d_{kc}, d_{kt}, d_d) \quad (3.87)$$

avec d_{ft} et d_{fc} les variables associées à la fissuration des fibres suivant l'orientation chaîne en traction et compression respectivement ; d_{kt} et d_{kc} les variables associées à la fissuration des fibres suivant l'orientation trame en traction et compression respectivement et d_d la variable associée aux mécanismes de dégradation diffus. Ainsi, l'énergie dissipée par unité de volume sous l'effet de l'endommagement est définie via les forces thermodynamiques par :

$$\underline{Y}_i = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial d_i} = \frac{1}{2} \underline{\underline{\varepsilon}}_e : \mathbf{B}_i :: \mathbf{H}_0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \quad (3.88)$$

De manière identique à l'approche de **Ladeveze** (voir Section 3.1.2.C), les modules sont affectés par l'endommagement, en pénalisant les valeurs initiales E_i^0 et G_{ij}^0 . En outre, et en gardant à l'esprit que l'endommagement diffus est dû au mécanisme de fissuration matricielle et autres dégradations diffuses, représenté par la variable d_d , peut avoir un impact sur les rigidités hors plan en traction et sur les rigidités en cisaillement ([Renard et Thionnet, 2005, Hochard et al., 2006]), nous définissons des paramètres de couplage permettant de reproduire cet effet :

$$E_3 = (1 - \mathcal{H}(\sigma_{33}) b_{33} d_d) E_3^0 \quad G_{ij} = (1 - b_{ij} d_d) G_{ij}^0 \quad \forall (i, j) \quad (3.89)$$

avec \mathcal{H} la fonction de Heaviside qui permet de prendre en compte l'aspect unilatéral du dommage en traction. Ces couplages sont introduits à l'aide du tenseur ${}^8\mathbf{B}$ et transparaissent dans le produit suivant :

$${}^8\mathbf{B} :: \mathbf{H}_0 = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & b_{33} E_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & b_{23} G_{23} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & b_{31} G_{31} \end{pmatrix} \quad (3.90)$$

avec $b_{23} = b_{31} \neq 0$ et $b_{33} = 0$ des paramètres matériau. Dans cet esprit, la force thermodynamique associée au mécanisme de fissuration matricielle est définie comme un couplage des différentes contributions dans plusieurs directions :

$$Y_d = \max_{\tau \leq t} \left(\frac{1}{2} (b_{33} E_3^0 \langle \varepsilon_{e33} \rangle_+^2 + G_{12}^0 \gamma_{e12}^2 + b_{23} G_{23}^0 \gamma_{e23}^2 + b_{31} G_{31}^0 \gamma_{e31}^2) \right) \quad (3.91)$$

où $\langle \bullet \rangle_+$ représente la *partie positive* d'une fonction. En outre, les forces thermodynamiques associées aux mécanismes de fissuration des fibres en traction et de *kinking* en compression sont également prises en compte, respectivement suivant les orientations chaîne et trame :

$$Y_{fc} = \frac{1}{2} E_1^0 \langle \varepsilon_{11}^e \rangle^2 \quad Y_{ft} = \frac{1}{2} E_2^0 \langle \varepsilon_{22}^e \rangle^2 \quad (3.92)$$

$$Y_{kc} = \frac{1}{2} E_1^0 \langle -\varepsilon_{11}^e \rangle^2 \quad Y_{kt} = \frac{1}{2} E_2^0 \langle -\varepsilon_{22}^e \rangle^2 \quad (3.93)$$

Finalement, nous considérons que le mécanisme de fissuration matricielle est le seul mécanisme à croître de manière continue au cours du chargement. Fondée sur l'observation de l'évolution de la densité de fissure (voir Chapitre 1), nous choisissons d'utiliser une loi d'évolution continue, qui permet de reproduire l'augmentation exponentielle de ce mécanisme au cours du chargement. Nous verrons comment l'identifier au Chapitre 4.

$$d_d = \alpha \left(1 - e^{-\sqrt{\frac{Y_d}{\beta}}} \right) \quad (3.94)$$

où α et β sont les paramètres matériau à identifier.

En revanche, l'atteinte de la ruine du matériau due aux mécanismes de fissuration ou de *kinking* des fibres est piloté par un critère énergétique, dont l'identification est réalisée à l'aide d'essais monotones uniaxiaux dans les directions des fibres :

$$d_{fc} = 0 \quad \forall Y_{fc} \leq \frac{\sigma_T^2}{2E_1^0} = 1 \text{ sinon} \quad (3.95)$$

$$d_{kc} = 0 \quad \forall Y_{kc} \leq \frac{\sigma_C^2}{2E_1^0} = 1 \text{ sinon} \quad (3.96)$$

où σ_t et σ_c sont les contraintes à rupture en traction et compression respectivement.

3.2.2.B Couplage faible entre endommagement et plasticité

Comme nous avons pu le constater au cours des précédents chapitres, le comportement suivant les directions de faiblesse régi par la matrice, notamment en cisaillement plan, présente un domaine non-linéaire caractérisé par d'importantes déformations irréversibles. Ces déformations rémanentes et l'énergie stockée lors de ce processus irréversible sont liées à la croissance de l'endommagement lors d'une sollicitation mécanique. Ainsi, nous utilisons la notion de contrainte effective (décrite précédemment en Section 3.1.2.B) car elle permet d'introduire cette dépendance sans créer de couplage d'état.

$$\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} = \mathbf{H}_0 : \mathbf{H}(d)^{-1} : \underline{\underline{\sigma}}_s = \mathbf{H}_0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \quad (3.97)$$

Nous choisissons d'utiliser une variable d'écroûissage isotrope et une loi puissance pour représenter la croissance des déformations irréversibles. Nous justifierons ce choix dans le prochain chapitre et nous verrons qu'il est cohérent avec la base de donnée d'identification construite à l'aide des essais interrompus à différentes vitesses du Chapitre 3. Ici, on utilise la déformation plastique cumulée comme variable interne et son dual est :

$$R = -\frac{\partial \psi}{\partial p} = Cp^m \quad (3.98)$$

où, C représente le module d'écroutissage.

Nous faisons l'hypothèse d'une plasticité associée et d'une loi d'écoulement normale :

$$\dot{p} = -\lambda \frac{\partial f}{\partial R} = |\dot{p}| \frac{\mathbf{P} : \underline{\underline{\sigma}}_{eff}}{\sigma_{eq}} = \lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_e \quad (3.99)$$

avec :

- la fonction de charge $f(\underline{\underline{\sigma}}, p) = \sigma_{eq}(\underline{\underline{\sigma}}, p) - R - R_0$;
- la contrainte efficace $\underline{\underline{\sigma}}_{eff} = \underline{\underline{\sigma}} - \mathbf{H}_0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e$;
- le tenseur de Hill \mathbf{P} orthotrope diagonal, qui permet de prendre en compte les couplages multi-axiaux et de pondérer l'écoulement plastique dans chaque direction ;
- La contrainte équivalente $\sigma_{eq}(\underline{\underline{\sigma}}, p) = \sqrt{\underline{\underline{\sigma}}_{eff} : \mathbf{P} : \underline{\underline{\sigma}}_{eff}}$.

Dans notre cas, et pour les composites tissés en général, nous considérons que le matériau s'écoule suivant les directions de faiblesse plane du matériau *i.e.* de cisaillement et hors-plan. Ainsi

$$\sigma_{eq} = c_{33}s_{33}^2 + c_{12}s_{12}^2 + c_{23}s_{23}^2 + c_{31}s_{31}^2 \quad (3.100)$$

3.2.3 Prise en compte des effets de vitesse à court terme

Comme nous avons pu le constater dans la Section 3.1.2.C, l'extension des modèles de comportement à la prise en compte des effets visqueux n'est pas toujours envisagée. On le comprend aisément lorsque le comportement du composite présente une faible dépendance à la vitesse, comme cela peut être le cas avec certains composites à matrice epoxy. Néanmoins, lorsque l'influence de la vitesse sur les propriétés mécaniques du comportement est majeure, comme dans notre cas, il devient nécessaire de décrire ce phénomène de manière précise, et parfois au prix d'une complexification de l'intégration numérique et d'une augmentation du nombre de variables internes à stocker.

Les modèles visqueux empiriques classiques sont fondés sur la représentation discrète de temps de relaxation caractéristiques, en série ou parallèle d'une rigidité élastique linéaire, ils restent dans la plupart du temps pertinents et suffisants pour décrire l'influence des phénomènes visqueux sur une faible plage de vitesses de déformation ou tout simplement, sur la relaxation de contrainte lors d'une sollicitation à long terme. En revanche, et tel que le montre la Figure 3.7, ces modèles à une ou plusieurs branches visqueuses *i.e.* à un ou plusieurs temps caractéristiques, s'avèrent limités dans leur capacité à prédire la rigidification du comportement linéaire élastique avec l'augmentation de la vitesse sur une large plage de vitesse de sollicitation. Le choix d'une représentation discrète des mécanismes visqueux repose sur le choix du nombre de temps caractéristiques différents, sur le sens physique que l'on attribue à leurs identification et conséquemment sur les types d'essais nécessaires et spécifiques à mettre en œuvre. Cependant, et au dépend du grand nombre de paramètres que cela peut engendrer, il est devenu courant d'introduire un grand nombre de temps caractéristiques dans les modèles visqueux afin d'étendre leurs plages de sensibilité ([Kichenin *et al.*, 1996, Ryou *et al.*, 2007, Ryou et Chung, 2009, Hirsekorn *et al.*, 2012]).

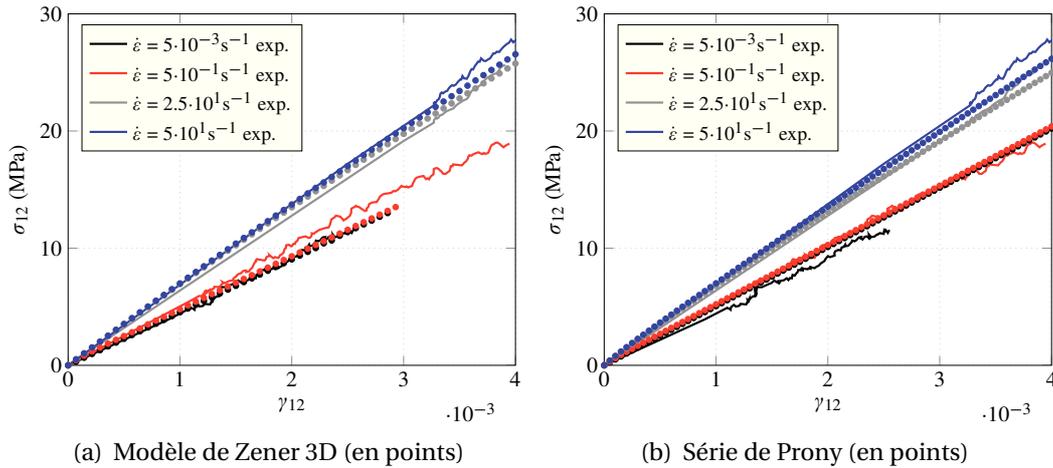


FIGURE 3.7 – Résultats de l'identification, sur un point de Gauss, des paramètres de modèles visqueux discrets sur la plage de vitesses de déformation étudiée dans ces travaux a) 1 branche en parallèle et b) 5 branches en série

Ce sont les raisons pour lesquelles nous choisissons d'interpréter et de modéliser la viscosité par le biais d'une fonction simple⁶, continue, et représentant une distribution équiprobable de temps caractéristiques. Le modèle viscoélastique spectral, tel qu'adapté aux composites par Maire (voir paragraphe 3.1.2.C) permet en effet de considérer un nombre théoriquement infini de temps caractéristiques par le biais du simple jeu des 2 paramètres d'une loi statistique, que sont la moyenne et l'écart type d'une population.

Alternativement et fondée sur les récents travaux de [Krasnobrizha *et al.*, 2016], il est possible d'envisager une modélisation de la viscosité à l'aide d'une approche utilisant les dérivées fractionnaires. Cette approche permet la description des phénomènes dépendants de l'histoire et des boucles d'hystérèse qui peuvent être reproduites avec efficacité. Il est sans doute envisageable de considérer l'extension de cette approche à la prédictivité des effets visqueux pour des gammes de vitesses dynamiques.

3.2.3.A Représentation continue de la viscosité aux vitesses rapides

Nous choisissons d'utiliser le modèle bi-spectral de [Berthe *et al.*, 2013, Berthe *et al.*, 2014], qui permet d'étendre, de manière continue, le domaine de prédiction viscoélastique aux plages de vitesse dynamiques. L'extension aux grandes vitesses est ainsi réalisée par la décomposition du poids μ_i en une somme discrète de poids représentatifs des spectres de temps de relaxation statique et dynamique (Équation 3.101) :

$$\mu_i = \frac{\mu_i^{dyn}}{\sum_i \mu_i^{dyn}} + \frac{\mu_i^{stat}}{\sum_i \mu_i^{stat}} \quad \text{avec} \quad \mu_i^k = \frac{1}{n_0^k \sqrt{\pi}} \exp\left(-\left(\frac{i - n_c^k}{n_0^k}\right)^2\right), \quad k = \text{dyn ou stat} \quad (3.101)$$

Cette représentation bi-spectrale permet outre de ne pas altérer les équations constitutives (3.66) et (3.67). En revanche, telle qu'elle est formulée dans les travaux de ([Maire, 1992, Laurin, 2005, Marcin, 2010, Berthe, 2014]), les phénomènes visqueux sont considérés en

6. Au sens où 2 paramètres seulement suffisent à la décrire.

série du comportement linéaire élastique et sont représentés dans la composante visqueuse de la partition du tenseur des déformations totales. Dans le cadre de l'approche modulaire présentée dans ces travaux, nous illustrons le résultat de l'implémentation du modèle bispectral en série du modèle de référence (voir Figure 3.8(a)). Nous constatons ainsi que l'augmentation du taux de déformation n'engendre pas un accroissement des contraintes maximales, comme cela a été démontré expérimentalement pour notre matériau, mais réduit la déformation maximale, ce que nous n'avons pas observé.

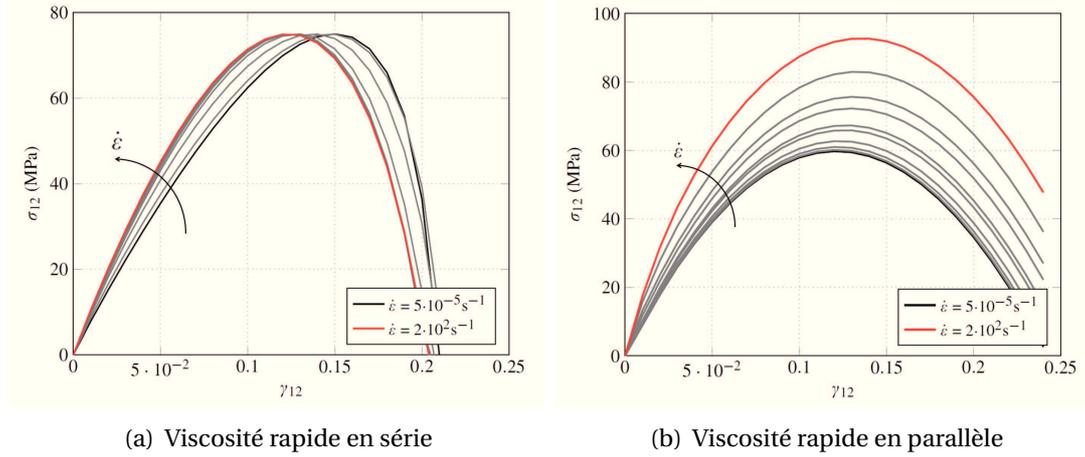


FIGURE 3.8 – Résultat, sur un point de Gauss, de simulations de traction uniaxiale à différents taux de déformation, avec deux approches du modèle spectral

Ainsi, sur la plage de vitesses étudiée dans ces travaux, et sur la base des tendances expérimentales présentées précédemment, nous choisissons d'interpréter et de modéliser les effets de vitesse comme la contribution d'une *sur*-contrainte visqueuse à la contrainte statique, *i.e.* en *parallèle* du modèle de référence (voir Figure 3.8(b)). Cette fois, l'augmentation du taux de déformation agit, en accord avec les résultats expérimentaux, sur le comportement élastique *et* sur la contrainte maximale.

La contrainte visqueuse $\underline{\underline{\sigma}}_v$ est définie de manière similaire à la déformation visqueuse dans la version d'origine (Équation 3.67) :

$$\underline{\underline{\sigma}}_v = \sum_i \underline{\underline{\zeta}}_v^i \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\zeta}}_v^i = \frac{\Delta t \mu_i \mathbf{H}_v : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}} + (\underline{\underline{\zeta}}_v^i)^{t-1}}{1 + \frac{\Delta t}{\tau_i}} \quad \text{et} \quad \Delta \underline{\underline{\zeta}}_v^i = (\underline{\underline{\zeta}}_v^i)^t - (\underline{\underline{\zeta}}_v^i)^{t-1} \quad (3.102)$$

où \mathbf{H}_v est le tenseur de raideur viscolélastique diagonal et défini à partir du tenseur de raideur élastique, permet de pondérer l'influence des effets visqueux en fonction des directions de sollicitation. Au regard des tendances expérimentales, on considèrera une influence de la vitesse dans toutes les directions. Par la suite, sous l'hypothèse des contraintes planes, le tenseur de raideur viscoélastique s'exprime par :

$$\mathbf{H}_v = \begin{pmatrix} \beta_1 H_0^1 & 0 & 0 \\ 0 & \beta_2 H_0^2 & 0 \\ 0 & 0 & \beta_{12} H_0^{12} \end{pmatrix} \quad (3.103)$$

avec β_1 , β_2 et β_{12} permettant de pondérer l'influence des phénomènes visqueux dans les différentes directions.

La contribution de la contrainte visqueuse $\underline{\underline{\sigma}}_v$ au comportement est évaluée en dernier et de manière directe dans la procédure d'intégration de la loi. De fait, nous considérons que la plasticité et l'endommagement n'influent pas sur le comportement viscoélastique et vice-versa. En revanche, dans le cas où la partie quasi-statique du modèle atteint le stade de rupture totale ($\underline{d} = \underline{1}$), les effets visqueux court terme sont désactivés.

L'évaluation directe de la contrainte visqueuse est rendu possible car nous n'avons pas introduit de composante non-linéarisante de la contrainte dans le modèle spectral (voir Équation 3.67). Cette fonction permettait à l'origine de reproduire le caractère non-linéaire de l'évolution de la déformation au cours d'un cycle de chargement de fluage. Le fait que nous nous attachions ici à reproduire les effets des mécanismes visqueux à temps de relaxation courts justifie que nous ne décrivions pas ce phénomène. En revanche, cette non-linéarité peut-être décrite par l'intermédiaire d'une des branches visqueuses de la partie à long terme, comme c'est le cas dans les travaux de [Launay *et al.*, 2010], à travers la loi d'écoulement visqueuse en sinus hyperbolique, inspirée d'une loi d'Eyring. L'utilisation d'une fonction non-linéarisante, telle que définie dans [Berthe *et al.*, 2013], implique de connaître l'état de contrainte totale à l'instant $t + \Delta t$ lorsqu'on souhaite intégrer la viscosité. Sous l'hypothèse de partition du tenseur des contraintes totales, cela complique l'intégration de la loi et nécessite la résolution d'un schéma de résolution de Newton supplémentaire, portant sur les incréments des grandeurs totales. Enfin, cela permet d'alléger le modèle spectral de deux paramètres supplémentaires. Ainsi, 5 paramètres viscoélastiques sont à identifier, contre 7 dans sa version originale. Nous décrirons la procédure d'identification au Chapitre 4.

3.2.4 Unicité de la solution et régularisation

Dans le cadre de simulations numériques sur structures, la perte d'unicité de la solution engendrée par la perte d'ellipticité des équations mécaniques du problème peut mener à causer la divergence du schéma d'intégration. Dans ces travaux, nous nous restreignons à la modélisation de l'endommagement continu et excluons toute amorce de fissuration discrète. Cependant, afin de prendre en compte le phénomène d'adoucissement local dans un calcul de structure, nous choisissons de compléter l'intégration à l'aide d'une méthode de régularisation de la solution.

En respectant le principe de l'état local, une augmentation trop brutale du taux de croissance de l'endommagement au sein d'un pas de temps peut mener au phénomène de localisation. En un incrément de temps, l'endommagement à chaque point de Gauss d'une rangée d'éléments atteint sa valeur critique et ne permet pas aux points voisins de dissiper également de l'énergie. Ainsi, la perte de raideur des éléments se fait de proche en proche, avec un gradient infini au sein de la structure. L'augmentation de la discrétisation spatiale ne fait qu'exacerber ce phénomène avec un énergie dissipée post-pic tendant vers zéro. Il en découle une dépendance pathologique de la solution à la taille *et* à l'orientation des éléments.

Sans modifier l'hypothèse de l'état local, il est envisageable de limiter le taux de croissance de l'endommagement. Le principe repose sur l'utilisation d'une loi d'évolution pour laquelle le taux de croissance de la variable est borné à l'infini (Équation 3.104) :

$$\exists \tau_c \text{ constant} / \lim_{\dot{Y}_d \rightarrow \infty} (\dot{d}) \leq \frac{1}{\tau_c} \quad (3.104)$$

Ainsi, à chaque incrément, pour un pas de temps convergé et inférieur ou égal à τ_c , la croissance de l'endommagement est retardée dans l'élément, ce qui contraint à diffuser une partie de l'énergie aux éléments voisins, et de fait, crée un gradient dans la structure. La loi régularisée ([Deü, 1997]) est définie comme suit :

$$\dot{d}_d = \frac{1}{\tau_c} \left(1 - e^{-a \langle d_i^t - d_i^{t-1} \rangle_+} \right) \quad (3.105)$$

avec a et τ_c des paramètres scalaires de la loi à identifier.

3.3 Bilan

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons présenté les différentes approches numériques visant à modéliser le comportement des composites à matrice organique. Ces approches diffèrent généralement de par la manière avec laquelle est représentée l'influence de l'endommagement sur le comportement, et de par la cinétique d'évolution qu'on souhaite lui attribuer. En revanche, l'admissibilité thermodynamique des différents modèles présentés leur assure un formalisme et une rigueur mathématique qu'il convient de respecter si l'on souhaite les modifier. La description des effets de vitesse, moins unanime, réfère plus à des écoles de pensées qu'à un véritable consensus. L'utilisation majoritaire des modèles rhéologiques est souvent fondée sur des raisonnements à très basse vitesse et peut s'avérer limitée dans le cadre d'une application sur une gamme de vitesses dynamiques. Enfin, nous retenons que ces approches sont développées, en grande partie, dans un cadre académique et voient donc leur complexité étendue au fur et à mesure que l'on souhaite décrire l'intégralité des mécanismes du comportement.

C'est pourquoi, dans ces travaux et dans un cadre industriel applicatif à court terme, nous choisissons de développer une approche *pragmatique* des mécanismes à prendre en compte, par le biais d'un modèle *modulaire* fondé sur un assemblage de briques élémentaires. Nous prenons soin de reproduire le caractère élastique endommageable et l'anélasticité irréversible du comportement en quasi-statique par un nombre restreint de variables internes, toutes justifiées et identifiées sur la base d'observations expérimentales. Cette brique est ensuite couplée à la description des effets de vitesse sur le principe d'un modèle rhéologique, où le choix de l'association en parallèle d'un modèle viscoélastique est justifié. Focalisés sur la prédiction de la réponse mécanique du matériau sollicité à des temps caractéristiques courts, nous choisissons une description où les effets de vitesse prennent la forme d'une sur-contrainte visqueuse, qui s'ajoute à la contrainte statique et permet de reproduire les tendances observées expérimentalement.

La procédure d'identification de l'ensemble des paramètres du modèle, ainsi que la validité de sa prédiction sur un calcul de structure nous permettront de critiquer l'approche proposée dans le prochain et dernier chapitre.

Validation du modèle et simulations sur structures

CHAPITRE 4

Ce chapitre est introduit par une description de l'implantation du modèle sous la forme d'une UMAT. Nous présentons ensuite la procédure d'identification de l'ensemble des paramètres. Ce chapitre se termine par des calculs de structures qui permettent de vérifier les hypothèses de la procédure d'identification et de valider la prédictivité de l'approche numérique proposée.

Sommaire

4.1	Intégration numérique de la loi de comportement	123
4.1.1	Intégration implicite de l'anélasticité	124
4.1.2	Évaluations directes	126
4.1.3	Intégration globale du problème	129
4.2	Procédures d'identification des paramètres	132
4.2.1	Protocole d'identification de la viscoélasticité	132
4.2.2	Identification du comportement anélastique endommageable	138
4.2.3	Bilan	141
4.3	Vérification et validation du modèle	143
4.3.1	Mise en données numérique	144
4.3.2	Résultats	145
4.4	Bilan	150

4.1 Intégration numérique de la loi de comportement

Dans cette section, nous présentons la démarche d'intégration de la loi de comportement, afin de justifier l'ordre dans lequel les différents briques du comportement sont évaluées, indépendamment les unes des autres. Cela permet en outre de conserver l'esprit modulaire de la loi et donc la possibilité, par exemple, de désactiver la prise en compte de certains phénomènes, comme la plasticité, sans influencer sur la bonne prédiction du comportement visqueux et endommageable.

Dans un premier temps, l'implémentation sur un point de Gauss de la loi de comportement présentée au chapitre précédent est réalisée dans Matlab. L'intérêt réside dans le fait qu'il est possible de coupler la résolution des équations d'équilibre du problème à une procédure d'identification, par optimisation, des paramètres de la loi de comportement. Nous décrirons plus précisément cet aspect en Section 4.2.1. Dans un second temps, l'évaluation de la prédictivité du modèle proposé se fonde sur l'implémentation de la même loi dans le code éléments finis (EF) Abaqus. Dans le cadre d'un schéma d'intégration global de Newton Raphson, utilisé dans Abaqus pour la résolution des problèmes de calculs de structure en non-linéaire, nous présenterons la démarche globale d'intégration du comportement.

Un calcul de structure par la Méthode des Éléments Finis (MEF) se fonde sur une formulation en déplacement, de sorte que les grandeurs directement accessibles, qui pilotent l'évolution du chargement, sont le tenseur de déformation totale $\underline{\underline{\varepsilon}}$ et son incrément $\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}$. En considérant que les valeurs de ces variables à l'instant t sont connues, l'objectif est de déterminer l'état de l'ensemble des variables du problème à l'instant $t + \Delta t$, et plus particulièrement l'état de contrainte $\underline{\underline{\sigma}}^{t+\Delta t}$.

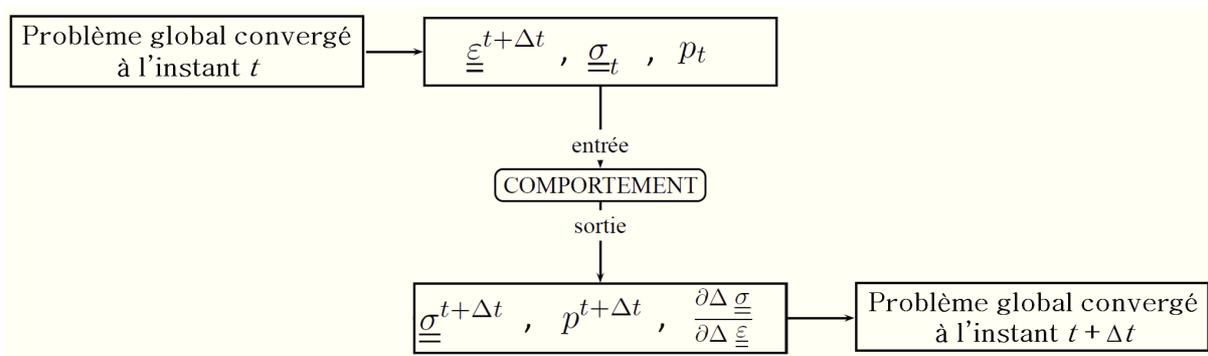


FIGURE 4.1 – Interface standard d'une loi de comportement

Tel que nous l'avons vu au chapitre précédent, l'état thermodynamique du matériau se caractérise par l'ensemble des variables internes p et leurs lois d'évolution respectives. L'évaluation de ces lois entre les instants t et $t + \Delta t$, passe par une évaluation directe lorsque la solution analytique existe et des méthodes d'intégration itératives lorsque ce n'est pas le cas. Il est toujours intéressant de minimiser la présence de boucles itératives locales dans l'intégration globale du comportement, afin de limiter les temps de calculs. C'est particulièrement vrai en dynamique explicite où il n'y a pas d'inversion de matrice dans le problème global et où l'essentiel du temps de calcul est consacré à l'intégration des lois de comportement non-linéaires. Nous verrons d'ailleurs que la résolution du problème viscoélastique à

court terme est directe et ne nécessite pas d'intégration implicite contrairement aux travaux de [Marcin, 2010] et [Berthe *et al.*, 2013].

Les principales étapes associées à l'intégration globale de la loi de comportement consistent à résoudre chaque brique du comportement, en commençant par la résolution de la plasticité, suivie par l'endommagement et enfin par la viscosité rapide. Cette séquence, et plus particulièrement la résolution distincte de la plasticité et de l'endommagement se justifie simplement. Puisque l'endommagement et la plasticité ne sont pas couplés de manière forte par le biais d'un couplage d'état, l'intégration de ces deux briques peut être dissociée. De plus, le pilotage de l'écoulement plastique (voir Section 3.2.2.B) par le biais de la contrainte effective, le rend totalement indépendant de l'état d'endommagement. Par conséquent, l'actualisation de la partition élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}_e$ du tenseur de déformation totale $\underline{\underline{\varepsilon}}$, utile au calcul des forces thermodynamiques associées à l'endommagement, peut et doit être réalisée après le calcul de la partition irréversible de la déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}_i$. Et celle-ci n'a pas besoin d'être réévaluée dans une boucle d'actualisation ou à l'aide d'un quelconque schéma de résolution.

Nous présentons dans la suite les algorithmes de résolution de chaque brique du problème d'intégration du comportement.

4.1.1 Intégration implicite de l'anélasticité

Du fait du système d'équations non-linéaires 3.99, nous avons recours à une méthode d'intégration implicite fondée sur l'algorithme du retour radial (*closest point algorithm*). Comme toute méthode implicite, celle-ci requiert l'évaluation d'un jacobien $\underline{\underline{J}}$ dont les composantes correspondent aux dérivées par rapport aux variables internes, des résidus du système d'équations $\underline{\underline{r}}^\varepsilon$ et r^p . Ces résidus, inclus dans le vecteur $\underline{\underline{R}}$, s'écrivent ([Ortiz et Popov, 1985]) :

$$\begin{cases} \underline{\underline{r}}^\varepsilon = \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - (\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_i) = \underline{\underline{0}} \\ r^p = f(\underline{\underline{\sigma}}_s^{t+\Delta t}, p^{t+\Delta t}) = 0 \end{cases} \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{R}} = \begin{pmatrix} \underline{\underline{r}}^\varepsilon \\ r^p \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{X}} = \begin{pmatrix} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e \\ \Delta p \end{pmatrix} \quad (4.1)$$

avec p le multiplicateur plastique. Considérant qu'à l'instant $t+\Delta t$, le système (4.1) n'est plus naturellement vérifié, il convient de trouver le couple $\underline{\underline{X}}$ qui permet d'annuler ces résidus. Cela permet d'introduire le Jacobien :

$$\underline{\underline{J}} \cdot \underline{\underline{X}} = \underline{\underline{R}} \quad \Leftrightarrow \quad \begin{cases} \frac{\partial \underline{\underline{r}}^\varepsilon}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} : \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \frac{\partial \underline{\underline{r}}^\varepsilon}{\partial \Delta p} \Delta p = \underline{\underline{r}}^\varepsilon = \underline{\underline{0}} \\ \frac{\partial r^p}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} : \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \frac{\partial r^p}{\partial \Delta p} \Delta p = r^p = 0 \end{cases} \quad (4.2)$$

avec :

$$\begin{cases} \frac{\partial \underline{\underline{r}}^\varepsilon}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \mathbf{I} + \Delta p \left. \frac{\partial \underline{\underline{n}}}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} \right|_{t+\Delta t} = \mathbf{I} + \Delta p \left. \frac{\partial \underline{\underline{n}}}{\partial \underline{\underline{\sigma}}_s} \right|_{t+\Delta t} : \left. \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}_s}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} \right|_{t+\Delta t} = \mathbf{I} + \Delta p \mathbf{N} : \mathbf{H}_0 \\ \frac{\partial \underline{\underline{r}}^\varepsilon}{\partial \Delta p} = \underline{\underline{n}} \\ \frac{\partial r^p}{\partial \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \mathbf{H}_0 : \frac{\partial r^p}{\partial \underline{\underline{\sigma}}_s} = \mathbf{H}_0 : \underline{\underline{n}} \\ \frac{\partial r^p}{\partial \Delta p} = -m.C.p^{m-1} \end{cases} \quad (4.3)$$

La minimisation de \underline{R} s'obtient en résolvant :

$$\underline{X} = \underline{J}^{-1} \cdot \underline{R} \quad (4.4)$$

Les étapes menant à l'évaluation des variables à l'instant $t + \Delta t$, sont illustrées dans l'algorithme (1).

Algorithme 1 Procédure implicite pour l'évaluation de la plasticité

1: **Procédure** CLOSEST POINT($\Delta \underline{\varepsilon}, \Delta p$)

Entrée : Données à l'instant t : $\{\underline{\varepsilon}^t, \underline{\sigma}^t, \underline{\varepsilon}_e^t, R^t, p^t, \dots\}$ \triangleright Incrément convergé du pas de temps précédent

$$\{\underline{\varepsilon}^t, \underline{\sigma}^t, \underline{\varepsilon}_e^t, R^t, p^t, \dots\}$$

Entrée : Incrément de déformation totale : $\Delta \underline{\varepsilon}$

2: **Définir :**

$$\{\Delta \underline{\varepsilon}, \Delta p\} = \{\Delta \underline{\varepsilon}_e, 0\}$$

3: **Prédiction élastique :**

$$\begin{aligned} \underline{\sigma}_s^{t+\Delta t} &= \underline{\sigma}_s^t + \mathbf{H}_0 : \Delta \underline{\varepsilon}_e \\ \underline{\sigma}_{eq}^{t+\Delta t} &= \sqrt{\underline{\sigma}_{eff}^{t+\Delta t} : \mathbf{P} : \underline{\sigma}_{eff}^{t+\Delta t}} \\ R^{t+\Delta t} &= C(p^t + \Delta p)^m \\ f^{t+\Delta t} &= \underline{\sigma}_{eq}^{t+\Delta t} - R \end{aligned}$$

4: **Si** $f^{t+\Delta t} < 0$ **Alors :**

\triangleright Pas d'écoulement plastique

5: **Sinon**

\triangleright Schéma implicite de Newton

6: **Tant que** $f^{t+\Delta t} \neq 0$ **ou** $\Delta p \leq 0$ **faire :**

\triangleright Condition de cohérence

7: Calcul des valeurs à $t + \Delta t$ et dérivation :

$$\underline{n} = \frac{\mathbf{P} : \underline{s}^{t+\Delta t}}{\underline{\sigma}_{eq}^{t+\Delta t}} \quad \text{et} \quad \mathbf{N} = \frac{1}{\underline{\sigma}_{eq}^{t+\Delta t}} \left(\mathbf{P} - \underline{n} \otimes \underline{n} \right)$$

8: Calcul du Jacobien \underline{J} et du vecteur des résidus \underline{R}

9: Inversion de \underline{J} et calcul de \underline{X} suivant l'équation (4.4)

10: *Correction* des valeurs incrémentales :

$$\begin{aligned} R^{t+\Delta t} &= C(p^t + \Delta p)^m \\ \Delta \underline{\sigma}_s &= \mathbf{H}_0 : \Delta \underline{\varepsilon}_e \end{aligned}$$

11: **Fin Tant que**

12: **Fin Si**

Sortie : *Actualisation* à l'instant $t + \Delta t$:

\triangleright Avec $x^{t+\Delta t} = x^t + \Delta x \forall x$

$$\{\underline{\varepsilon}^{t+\Delta t}, \underline{\sigma}_s^{t+\Delta t}, \underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t}, R^{t+\Delta t}, p^{t+\Delta t}, \dots\}$$

13: **Fin Procédure**

4.1.2 Évaluations directes

A *contrario* de la plasticité, l'évaluation de l'endommagement et de la viscosité à court terme ne nécessite pas d'avoir recours à des méthodes itératives. Ainsi, l'intégration numérique du vecteur \underline{d} des variables d'endommagement ainsi que celle du tenseur des contraintes visqueuses $\underline{\sigma}_{\underline{\nu}}$ sont présentées respectivement dans les algorithmes 2 et 3.

4.1.2.A L'endommagement

Nous justifions l'évaluation directe de l'endommagement en soulignant le fait que la variation d'une variable d_i ne modifie ni les forces thermodynamiques associées, ni la déformation élastique. L'évaluation de \underline{d} n'est ainsi réalisée qu'une fois au cours d'une itération.

Afin de faciliter la lecture, seule l'évaluation de l'endommagement diffus d_d et de l'endommagement par fissuration des fibres en traction dans le sens des chaînes d_{fc} est présentée. Les variables d'endommagement scalaires d_{kc}, d_{ft}, d_{kt} sont obtenues de manière équivalente à d_{fc} (voir Algorithme 2). Concernant l'endommagement diffus, nous reproduisons le phénomène de saturation du mécanisme de fissuration matricielle, (comme observé expérimentalement lors des essais quasi-statiques au Chapitre 1), par l'intermédiaire du paramètre scalaire α . Ce paramètre est compris dans l'intervalle $0 < \alpha \leq 1$, et s'identifie à l'aide de la valeur seuil mesurée lors de la saturation de l'endommagement (voir Section 4.2.2). Finalement, pour un pas de temps fixe et convergé, on peut obtenir explicitement l'incrément d'endommagement à partir de la loi d'endommagement régularisée présentée dans le chapitre précédent, de la manière suivante :

$$\Delta d_d = \Delta t \left(\frac{1 - e^{-a < \omega - d^{t-1} >_+}}{\tau_c} \right) \quad (4.5)$$

avec a et τ_c les paramètres de la loi régularisée.

Enfin, le phénomène de rupture fragile des fibres est reproduit par un critère binaire, piloté par une force thermodynamique critique Y^f qui, lorsque elle est atteinte, permet de définir $\underline{d} = \underline{1}$, *i.e.*, le matériau est rompu.

4.1.2.B La viscoélasticité

La viscosité est décrite à l'aide d'une fonction de distribution statistique à support compact, qui est approchée par une somme discrète portant sur l'ensemble des poids associés à chaque intervalle de temps caractéristique. Le support de la fonction est défini à l'aide de deux bornes b_{inf} et b_{sup} et la discrétisation de l'intervalle d'intégration X_c est définie telle que :

$$X_c = \frac{b_{sup} - b_{inf}}{N_c - 1} \quad (4.6)$$

où N_c est un nombre entier de temps caractéristiques, de telle sorte qu'il est possible de modifier la précision de l'approximation très facilement. Le choix d'un grand nombre de temps caractéristiques ($200 \leq N_c \leq 1000$) permettra par conséquent d'améliorer l'approximation de la gaussienne, mais augmentera de manière notable le nombre de tenseurs $\underline{\zeta}^i$ qui doivent être stockés à chaque incrément. Par conséquent, en gardant à l'esprit l'applicabilité

Algorithme 2 Procédure directe pour l'évaluation de l'endommagement1: **Procédure** ÉVALUATION DIRECTE DE \underline{d} **Entrée :** Données à l'instant t : \triangleright Incrément convergé, du pas de temps précédent

$$\{\underline{\varepsilon}^t, \underline{\sigma}^t, \underline{\varepsilon}_e^t, \underline{d}^t, \underline{Y}^t, \dots\}$$

Entrée : Incrément de déformation élastique : $\Delta \underline{\varepsilon}_e$ \triangleright Endommagement diffus2: **Définir :**

$$\begin{aligned}\underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t} &= \underline{\varepsilon}_e^t + \Delta \underline{\varepsilon}_e \\ Y_d^{t+\Delta t} &= \frac{1}{2} \underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t} : \mathbf{B} : \underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t} \\ g^{t+\Delta t} &= Y_d^{t+\Delta t} - \max_{\tau < t} (Y_d^\tau) \\ \omega &= \alpha \left(1 - e^{-\sqrt{\frac{Y_d^{t+\Delta t}}{\beta}}} \right)\end{aligned}$$

3: **Si** $g^{t+\Delta t} \leq 0$ **Alors :** \triangleright Pas d'endommagement4: **Définir :**

$$\Delta d_d = 0$$

5: **Sinon** \triangleright Accroissement de l'endommagement

6: Calcul direct de l'incrément d'endommagement :

$$\Delta d_d = \Delta t \left(\frac{1 - e^{-a \langle \omega - d^{t-1} \rangle_+}}{\tau_c} \right)$$

7: **Si** $d^t + \Delta d \geq \alpha$ **Alors :** \triangleright Saturation de l'endommagement diffus8: **Définir :**

$$\Delta d_d = \alpha - d^t$$

9: **Fin Si**10: **Fin Si****Entrée :** Incrément $\Delta \underline{\varepsilon}_e$ et variable $d_{fc}^t = 0$ \triangleright Rupture fibre en traction11: **Définir :**

$$\begin{aligned}Y_{1t}^{t+\Delta t} &= \frac{1}{2} \underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t} : H_0^1 : \underline{\varepsilon}_e^{t+\Delta t} \\ g_{1t}^{t+\Delta t} &= Y_{fc}^{t+\Delta t} - Y_{fc}^t\end{aligned}$$

12: **Si** $g_{1t}^{t+\Delta t} \geq 0$ **Alors :**13: **Définir :**

14: Atteinte du critère en contrainte max :

$$\omega = 1$$

$$\Delta d_{fc} = \omega - d_{fc}^t$$

15: **Fin Si****Sortie :** Actualisation de l'endommagement : \triangleright Avec $x^{t+\Delta t} = x^t + \Delta x \forall x$

$$\{\underline{d}^{t+\Delta t}, \underline{Y}^{t+\Delta t}\}$$

16: **Fin Procédure**

Algorithme 3 Procédure directe pour l'évaluation de la contrainte visqueuse

1: **Procédure** ÉVALUATION DIRECTE DE $\underline{\underline{\sigma}}_v$

Entrée : Données à l'instant t : \triangleright Incrément convergé, du pas de temps précédent

$$\{\underline{\underline{\varepsilon}}^t, \underline{\underline{\sigma}}_v^t, \underline{\underline{\varepsilon}}_e^t, \underline{\underline{\zeta}}_v^t\}$$

Entrée : Incrément de déformation élastique : $\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e$

2: **Si** $|d|_\infty = d_s$ **ou** $|d|_\infty = 1$ **Alors :** \triangleright Prédicteur de rupture

3: **Définir :**

$$\underline{\underline{\sigma}}_v^{t+\Delta t} = 0$$

4: **Si non** calculer \triangleright Boucle sur les i temps de relaxation

Pour $i = 1$ à N_c

5: Définition de la discrétisation du spectre et des paramètres visqueux

$$t_c^i = b_{inf} + (i - 1) \cdot X_c$$

$$\tau_c^i = \exp(t_c^i)$$

6: Calcul du poids des mécanismes visqueux statiques et dynamiques

$$\mu_s^i = \frac{1}{n_0^s \sqrt{\pi}} \cdot e^{-\left(\frac{t_c^i - n_c^s}{n_0^s}\right)^2} \quad \text{et} \quad \mu_d^i = \frac{1}{n_0^d \sqrt{\pi}} \cdot e^{-\left(\frac{t_c^i - n_c^d}{n_0^d}\right)^2}$$

7: Calcul du vecteur des poids $\underline{\underline{\mu}}$ du bi-spectre gaussien

8: Évaluation directe de l'incrément visqueux

$$\underline{\underline{\zeta}}_v^{t+\Delta t} = \sum_i^{N_c} \frac{\Delta t \mu_i \mathbf{H}_v : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}} + \underline{\underline{\zeta}}_v^t}{1 + \frac{\Delta t}{\tau_i}}$$

9: **Fin Si**

Sortie : Actualisation de la contrainte visqueuse à $t + \Delta t$: \triangleright Avec $\underline{\underline{\sigma}}_v^{t+\Delta t} = \underline{\underline{\sigma}}_v^t + \sum_i \underline{\underline{\zeta}}_v^{t+\Delta t}$

$$\{\underline{\underline{\varepsilon}}^{t+\Delta t}, \underline{\underline{\sigma}}_v^{t+\Delta t}, \underline{\underline{\varepsilon}}_e^{t+\Delta t}, \underline{\underline{\zeta}}_v^{t+\Delta t}\}$$

10: **Fin Procédure**

du modèle aux calculs de structures industrielles, nous montrerons dans la suite (Section 4.2.1) comment le choix d'une discrétisation raisonnable ($N_c < 100$) permet de conserver l'aspect prédictif du modèle.

4.1.3 Intégration globale du problème

Suite à l'actualisation de l'ensemble des variables du comportement (voir Figure 4.1), il convient de définir le tenseur tangent cohérent qui permet d'assurer la convergence du schéma de résolution itératif global de Newton Raphson. Nous allons décrire comment nous le calculons et comment il s'inscrit dans l'algorithme global de résolution d'un calcul de structure. Nous définissons \mathbf{K} comme étant la *matrice tangente cohérente* ([Simo et Taylor, 1985]) et comme étant l'approximation la plus juste, au premier ordre, du tenseur tangent cohérent analytique \mathbf{K}_0 . Différentes manières permettent son obtention, néanmoins, dans le cadre d'un schéma d'intégration explicite de type Runge-Kutta par exemple, il est impossible d'évaluer directement le tenseur tangent au comportement. Il est cependant réalisable de revenir à l'évaluation de l'incrément de contrainte $\underline{\underline{\Delta\sigma}}$ en perturbant la solution "convergée" du problème, par un incrément de déformation $\underline{\underline{\Delta\varepsilon}}$. Ainsi, le tenseur tangent s'écrirait :

$$H_{ijkl} = \frac{\sigma_{ij}(\varepsilon_{kl} + \Delta\varepsilon_{kl} + \delta\varepsilon_{kl}b^j) - \sigma_{ij}(\varepsilon_{kl} + \Delta\varepsilon_{kl})}{\delta\varepsilon_{kl}} \quad (4.7)$$

avec $b^j = \delta_{(ij)(kl)}$ le symbole de Kroenecker.

En première approche, dans le cadre d'un schéma implicite où l'approximation du comportement à l'instant $t + \Delta t$ est obtenue par des méthodes à tangentes, le tenseur tangent est souvent défini égal au tenseur d'élasticité initial. Cependant, dans le cas d'un matériau fortement non-linéaire, la surestimation de la prédiction élastique nécessite un grand nombre d'itérations à chaque incrément t , ce qui s'avère être rédhibitoire en terme de temps de calcul. Vouloir optimiser le taux de convergence du modèle revient donc à calculer exactement le tenseur tangent cohérent à chaque incrément. Ce dernier est obtenu par petite perturbation δ des incréments des grandeurs totales :

$$\mathbf{K}_0 = \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} \simeq \frac{\delta \underline{\underline{\Delta\sigma}}}{\delta \underline{\underline{\Delta\varepsilon}}} = \mathbf{K} \quad (4.8)$$

En vertu de la partition du tenseur des contraintes totales, l'équation 4.8 devient :

$$\mathbf{K} = \frac{\delta \underline{\underline{\Delta\sigma}}_{\underline{\underline{v}}}}{\delta \underline{\underline{\Delta\varepsilon}}} + \frac{\delta \underline{\underline{\Delta\sigma}}_{\underline{\underline{s}}}}{\delta \underline{\underline{\Delta\varepsilon}}} \quad (4.9)$$

Ainsi, il est possible d'évaluer chacun des termes séparément. Dans un premier temps, la partie visqueuse du tenseur tangent cohérent est évaluée. Par construction, on a :

$$\underline{\underline{\Delta\sigma}}_{\underline{\underline{v}}} = \sum_{i=1}^n \underline{\underline{\Delta\zeta}}_{\underline{\underline{i}}} \quad (4.10)$$

avec :

$$\underline{\underline{\Delta\zeta}}_{\underline{\underline{i}}} = \mu_i \mathbf{H}_v \underline{\underline{\Delta\varepsilon}} - \frac{\Delta t}{\tau_i} \left(\underline{\underline{\zeta}}_{\underline{\underline{i}}}^{t-1} + \underline{\underline{\Delta\zeta}}_{\underline{\underline{i}}} \right) \quad (4.11)$$

Sous l'hypothèse d'une petite variation $\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}$, on obtient par dérivation :

$$\frac{\delta\Delta\underline{\underline{\zeta}}_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}} = \mu_i \mathbf{H}_\nu - \frac{\Delta t}{\tau_i} \left(\frac{\delta\underline{\underline{\zeta}}_i^{t-1}}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}} + \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\zeta}}_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}} \right) \quad (4.12)$$

$$= \frac{\tau_i \mu_i}{\tau_i + \Delta t} \mathbf{H}_\nu = \mathbf{J}_i^\nu \quad (4.13)$$

Ce qui permet d'écrire le tenseur tangent cohérent viscoélastique total \mathbf{J}^ν suivant :

$$\mathbf{J}^\nu = \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}^\nu}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}} = \sum_{i=1}^n \mathbf{J}_i^\nu \quad (4.14)$$

Dans un second temps, nous évaluons la deuxième partie du tenseur \mathbf{K} , qui correspond au tenseur cohérent élastoplastique endommageable de la branche statique du modèle. La loi de Hooke endommageable, présentée au Chapitre 3 s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}}_s = \left[\left(\mathbf{I} - \sum_i \mathbf{B}_i d_i \right) :: \mathbf{H}_0 \right] : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \quad (4.15)$$

Par conséquent :

$$\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s = \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}_s}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e} : \delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e + \sum_i \frac{\partial \underline{\underline{\sigma}}_s}{\partial d_i} \delta\Delta d_i \quad (4.16)$$

En assumant l'hypothèse d'une petite variation $\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}$, on obtient par dérivation :

$$\frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} : \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} + \sum_i \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s}{\delta\Delta d_i} \otimes \frac{\delta\Delta d_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \quad (4.17)$$

$$= \left(\frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} + \sum_i \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\sigma}}_s}{\delta\Delta d_i} \otimes \frac{\delta\Delta d_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \right) : \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \quad (4.18)$$

$$= \left(\mathbf{H} - \sum_i \left[(\mathbf{B}_i :: \mathbf{H}_0) : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \right] \otimes \frac{\delta\Delta d_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \right) : \frac{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \quad (4.19)$$

Par exemple, la loi d'évolution de la variable d'endommagement diffus d_d s'exprime sous la forme suivante :

$$d_d = \alpha \left(1 - e^{-\sqrt{\frac{Y_d}{\beta}}} \right) \quad (4.20)$$

On définit alors le tenseur tangent cohérent associé à l'endommagement $\mathbf{J}_{=d}$:

$$\mathbf{J}_{=d}^i = \frac{\delta\Delta d_i}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \frac{\delta\Delta d_i}{\delta\Delta Y_{di}} \frac{\delta\Delta Y_{di}}{\delta\Delta\underline{\underline{\varepsilon}}_e} \quad (4.21)$$

$$= \alpha e^{-\sqrt{\frac{Y_d}{\beta}}} \cdot \frac{\mathbf{B}_i :: \mathbf{H}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e}{2\sqrt{\beta} Y_d} \quad (4.22)$$

Enfin, la composante élastoplastique \mathbf{J}_ε du tenseur tangent cohérent est quant à elle, obtenue de manière classique ([Besson *et al.*, 2001]). En effet, l'application d'une méthode implicite, dans le cadre de la résolution du système formé par les variables internes du comportement irréversible (voir Équation 4.1), permet d'obtenir simplement. Par inversion de la matrice $\underline{\underline{J}}$ dans l'Équation 4.2, on obtient :

$$\begin{bmatrix} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e \\ \Delta p \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{J}_\varepsilon & - \\ - & - \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (4.23)$$

Ainsi, on a :

$$\mathbf{J}_\varepsilon = \frac{\delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e}{\delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}} \quad (4.24)$$

$$= (\mathbf{I} + \Delta p \mathbf{N} : \mathbf{H}_0)^{-1} \quad (4.25)$$

$$= \left(\mathbf{I} + \frac{\Delta p}{\sigma_{eq}} \left(\mathbf{P} - \frac{\mathbf{P} : \underline{\underline{\sigma}}_{eff}}{\sigma_{eq}} \otimes \frac{\mathbf{P} : \underline{\underline{\sigma}}_{eff}}{\sigma_{eq}} \right) : \mathbf{H}_0 \right)^{-1} \quad (4.26)$$

Ainsi, la *matrice tangente cohérente*, aura été évaluée à partir de la forme incrémentale du système différentiel. Elle s'écrit dans sa globalité de la manière suivante :

$$\mathbf{K} = \frac{\delta \Delta \underline{\underline{\sigma}}}{\delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}} = \sum_{i=1}^n \mathbf{J}_i^\nu + \left(\mathbf{H} - \sum_i \left(\delta_i \mathbf{B}_i :: \mathbf{H}_0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e \otimes R_j \underline{\underline{J}}_{=d} \right) \right) : \mathbf{J}_\varepsilon \quad (4.27)$$

avec $\delta_i = 1$ ssi $\dot{d}_i > 0$, $\delta_i = 0$ autrement, et R_j un terme de régularisation qui sera explicité au paragraphe suivant.

La méthode de régularisation, présentée dans le Chapitre 3, s'intègre aisément et de manière locale avec le comportement, ce qui lui confère l'avantage d'être peu intrusive et donc envisageable dans les calculs de structure industriels à très courts termes. Ainsi, en substituant l'Équation 4.5 dans l'Équation 4.21, nous définissons le terme R_j (Équation 4.27) sous la forme :

$$R_j \underline{\underline{J}}_{=d} = \frac{\delta \Delta d_i}{\delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} = \frac{\delta \Delta d_i}{\delta \Delta w_i} \frac{\delta \Delta w_i}{\delta \Delta Y_i} \frac{\delta \Delta Y_i}{\delta \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}_e} \quad (4.28)$$

$$= a \frac{\Delta t}{\tau_c} e^{-a \langle w - d^{t-1} \rangle} \alpha e^{-\sqrt{\frac{Y_d}{\beta}}} \cdot \frac{{}^8 \mathbf{B}_i :: \mathbf{H}^0 : \underline{\underline{\varepsilon}}_e}{2\sqrt{\beta} Y_d} \quad (4.29)$$

Finalement, la procédure globale peut se synthétiser, tel que l'illustre l'algorithme 4. Le schéma de résolution global utilisé pour les calculs de structure est présenté, sous forme simplifiée dans l'algorithme.

Au terme de la présentation du cadre d'intégration de la loi de comportement proposée dans ces travaux, nous décrivons dans la suite la procédure d'identification des paramètres du modèle.

Algorithme 4 Algorithme global simplifié

1: **Procédure** RÉALISÉ À CHAQUE INCRÉMENT DE TEMPS
Entrée : Données à l'instant t : \triangleright Incrément convergé du pas de temps précédent
 Données à l'instant $t + \Delta t$: Calcul de la déformation totale pour le schéma d'intégration global

$$\{\underline{\underline{\varepsilon}}^{t+\Delta t}, \underline{\underline{\sigma}}^t, \underline{\underline{p}}^t\}$$

Entrée : Ensemble des grandeurs scalaires et tensorielle initialisées
 2: **Si** un élément est complètement rompu **Alors :**

$$\mathbf{K} \simeq \mathbf{0} \tag{4.30}$$

3: **Si non** Intégration du comportement :
 4: **Algorithme 1**
 5: **Algorithme 2**
 6: **Actualisation** du tenseur $\mathbf{H}(\mathbf{d}_i)$ et calcul de la $\underline{\underline{\sigma}}_s = \mathbf{H} : \underline{\underline{\varepsilon}}_e$
 7: **Algorithme 3**
 8: **Actualisation** du tenseur $\underline{\underline{\sigma}}$
 9: **Actualisation** du tenseur $\underline{\underline{K}}$
 10: **Fin Si**
Sortie : Stockage des variables internes $\underline{\underline{p}}^{t+\Delta t}$
 11: **Fin Procédure**

4.2 Procédures d'identification des paramètres

En vertu de la partition des contraintes, la procédure d'identification du modèle global est définie de manière séquentielle. En d'autres termes, la partie visqueuse et la partie élastoplastique endommageable de l'approche modulaire sont identifiées séparément. Sous l'hypothèse que la viscoélasticité n'influe pas sur l'évolution du comportement anélastique endommageable, les paramètres du modèle spectral sont identifiés en premier dans la séquence.

Pour identifier le comportement, nous approximons numériquement des sollicitations induisant un état de contrainte (respectivement de déformation) homogène dans la structure représentative de la contrainte (respectivement de la déformation) nominale mesurée dans la zone utile de l'éprouvette, supposée homogène. Cela revient à effectuer un calcul scalaire au point de Gauss sous Matlab et sur un cube unitaire sous Abaqus. La Figure 4.2 permet de montrer que les solutions issues de l'intégration pour le calcul de structure dans Abaqus et celles issues de Matlab, sont identiques.

4.2.1 Protocole d'identification de la viscoélasticité

L'identification des paramètres du modèle spectral n'est pas directe. Nous couplerons la solution obtenue par l'intégration de la partie viscoélastique du comportement à une procédure de minimisation codée dans Matlab. De plus, nous verrons que l'identification de la quasi-totalité des paramètres se fonde sur la simulation du comportement à 45°, du fait de la forte dépendance à la vitesse du matériau dans cette direction. Dans la suite, nous présentons la démarche d'identification et les résultats concernant le comportement en cisaillement et dans la direction des fibres.

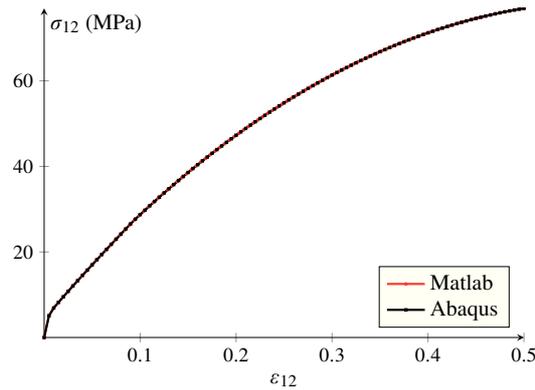


FIGURE 4.2 – Comparaison des résultats de l'implémentation de l'Algorithme 4 sous Abaqus et Matlab, pour une sollicitation de traction à 45° dans le plan

4.2.1.A Rappels et intérêts de la démarche

Notons pour commencer que la démarche présentée dans les travaux de **Berthe** concernant la sensibilité et l'identification des paramètres du modèle spectral, pour des essais à basses et hautes vitesses, est exhaustive. Les paramètres spectraux n_0 et n_c *i.e.* les écart-types et moyennes statistiques de la fonction gaussienne, permettent de piloter la position et la largeur de l'intervalle de vitesses de déformation sur lequel le modèle exhibe une dépendance à la vitesse. Sur cet intervalle, les paramètres visqueux β du tenseur \mathbf{H}_v permettent de piloter la sensibilité à la vitesse des propriétés élastiques. Les paramètres non-linéaires ne sont, quant à eux, pas pris en compte dans cette étude (voir Section 3.2.3.A). Enfin, il en ressort qu'un minimum de trois essais à des vitesses différentes est nécessaire à l'identification des paramètres. En revanche, rappelons que les auteurs utilisent une discrétisation du bi-spectre à l'aide d'un minimum de 200 temps caractéristiques, ce qui signifie autant de variables internes tensorielles de dimension 2 à stocker à chaque point d'intégration et incrément d'un calcul de structure.

Ainsi, un des intérêts de la démarche consiste à évaluer la capacité du modèle spectral à conserver sa prédictivité tout en garantissant la viabilité d'un calcul de structure, avec certes une discrétisation temporelle plus grossière, mais un nombre raisonnable de variables internes pour une application industrielle. Toujours dans cet esprit du strict nécessaire, la démarche d'identification repose en premier lieu sur l'identification d'un modèle spectral simple à 4 paramètres, ce qui permettra d'évaluer la robustesse de la méthode. Enfin, les résultats de l'identification des 6 paramètres d'un bi-spectre seront présentés.

4.2.1.B Choix de la discrétisation et paramètres de la méthode

Nous définissons un cadre à l'identification en commençant par l'analyse préliminaire de l'influence du nombre de temps caractéristiques sur la réponse visqueuse du modèle. L'intérêt est de pouvoir justifier le choix *a priori* du nombre de variables internes à stocker dans un calcul de structure¹. Ainsi, la discrétisation N_c est fixée en amont de la procédure d'identification et n'est pas considéré comme un paramètre.

1. Certains codes de calcul industriel, Radioss par exemple, imposent un nombre défini de variables internes pouvant être stockées.

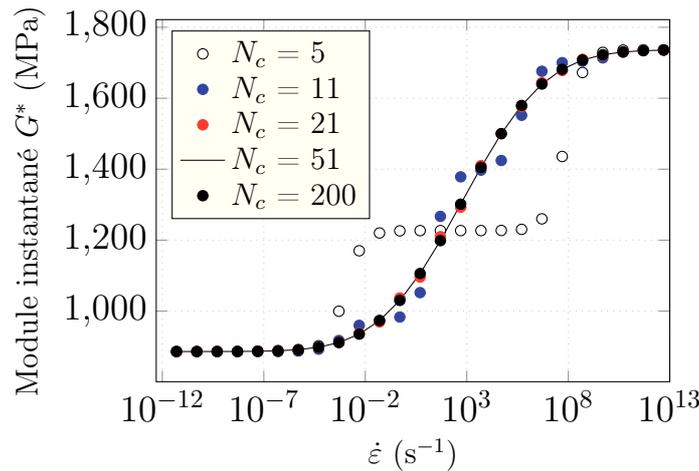


FIGURE 4.3 – Influence de la discrétisation sur la réponse viscoélastique du comportement

On considère qu'une discrétisation riche aboutissant à une prédiction fine des phénomènes visqueux se fonde sur $N_c = 200$ temps caractéristiques, et que $N_c = 50$ et 10 correspondent respectivement à des discrétisations respectivement convenable et pauvre. En considérant ainsi $N_c = 200$ comme la référence, nous évaluons l'influence de la discrétisation sur la prédiction du module instantané G^* (voir Figure 4.3).

On constate, dans un premier temps, qu'une discrétisation très pauvre amène à une prédiction discontinue de l'évolution du module instantané en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. En revanche les discrétisations plus riches ($N_c = 21$) semblent suffisantes pour approcher de manière convenable les points de référence. Afin de ne pas trop dégrader la continuité de la prédiction du modèle, nous considérons qu'une discrétisation $N_c = 51$ est convenable et adaptée au contexte de ces travaux. Nous évaluerons ainsi dans la suite la capacité du modèle à reproduire le comportement viscoélastique du matériau étudié.

L'identification des paramètres du comportement viscoélastique repose sur l'utilisation de la partie élastique linéaire des quatre courbes de traction réalisées à différentes vitesses présentées au Chapitre 3. La courbe de référence correspond à l'essai quasi-statique pour laquelle les phénomènes visqueux sont considérés négligeables. Les courbes restantes permettent de distinguer les effets de vitesse. Afin de bien dissocier les phénomènes irréversibles dans l'identification du comportement viscoélastique, le domaine d'identification réversible est borné à une valeur de contrainte $\sigma_{12} = 15$ MPa, *i.e.* la limite d'élasticité identifiée au Chapitre 1 sur des essais de fluage. En outre, l'apparition des premières dégradations d'endommagement (définie pour $\sigma_{12} \approx 30$ MPa (voir Chapitre 1)) est aussi exclue du domaine.

L'identification des paramètres viscoélastiques repose, de manière classique, sur la minimisation au sens des moindres carrés de l'écart relatif entre la contrainte calculée σ_{cal} et la contrainte expérimentale σ_{exp} . Ainsi la fonctionnelle Q , exprimée en MPa^2 et à minimiser, est la suivante :

$$Q(\underline{p}) = \frac{1}{N_v} \sum_{i=1}^{N_v} \frac{1}{N_d} \sum_{j=1}^{N_d} \left[\sigma_{cal}(\underline{p}, i, j) - \sigma_{exp}(i, j) \right]^2 \quad (4.31)$$

avec $\underline{p} = [G_{12}, n_c, n_0, \beta_{12}]$ le vecteur de paramètres à optimiser, N_v le nombre de vitesses

considérées et N_d le nombre de valeurs expérimentales associées à chaque vitesse. La fonction coût peut être ainsi considérée comme un premier estimateur d'erreur *a priori* que l'on souhaite minimiser. Un estimateur d'erreur *a posteriori*, e_v , défini comme étant l'écart entre la solution numérique et la solution expérimentale, est calculé en chaque point k des courbes du comportement à la vitesse v :

$$e_v^k = \frac{|\sigma_{exp}^k - \sigma_{cal}^k|}{\sigma_{cal}^k} \quad (4.32)$$

Enfin, nous choisissons d'utiliser l'algorithme à gradient de Quasi-Newton, fondé sur la formule de Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno (BFGS) qui permet d'assurer un taux de convergence optimal, du fait que le Hessien approximé à chaque itération est toujours positif ([Li, 2015]). Cependant, comme toutes méthodes de résolution à gradient, la conséquence liée à cette approximation entraîne qu'un choix arbitraire des paramètres initiaux peut mener à une solution absurde. De fait, nous réalisons la procédure d'optimisation sous la contrainte de deux bornes pour chaque paramètre. Ces bornes sont d'ordre physique pour le paramètre G_{12} et ont été identifiées à l'aide d'une étude de sensibilité pour les autres paramètres, de façon similaire aux travaux de **Berthe**. Les résultats de l'identification des paramètres sont décrits dans la suite.

4.2.1.C Résultats

Nous présentons dans un premiers temps les résultats issus de l'identification des paramètres du modèle spectral simple (Figure 4.4). On constate que l'accord entre les essais et la réponse du modèle pour le jeu de paramètres identifié est satisfaisante (voir Tableau 4.1).

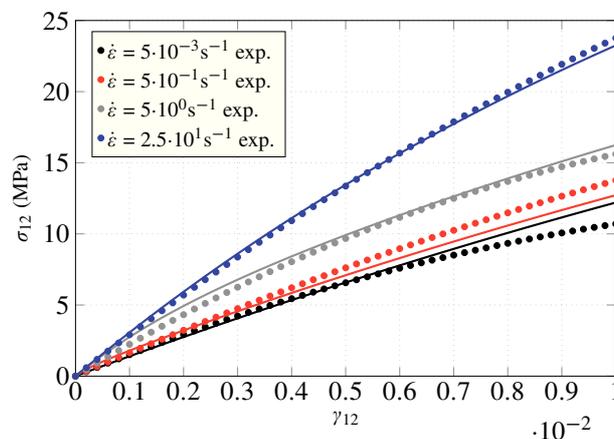
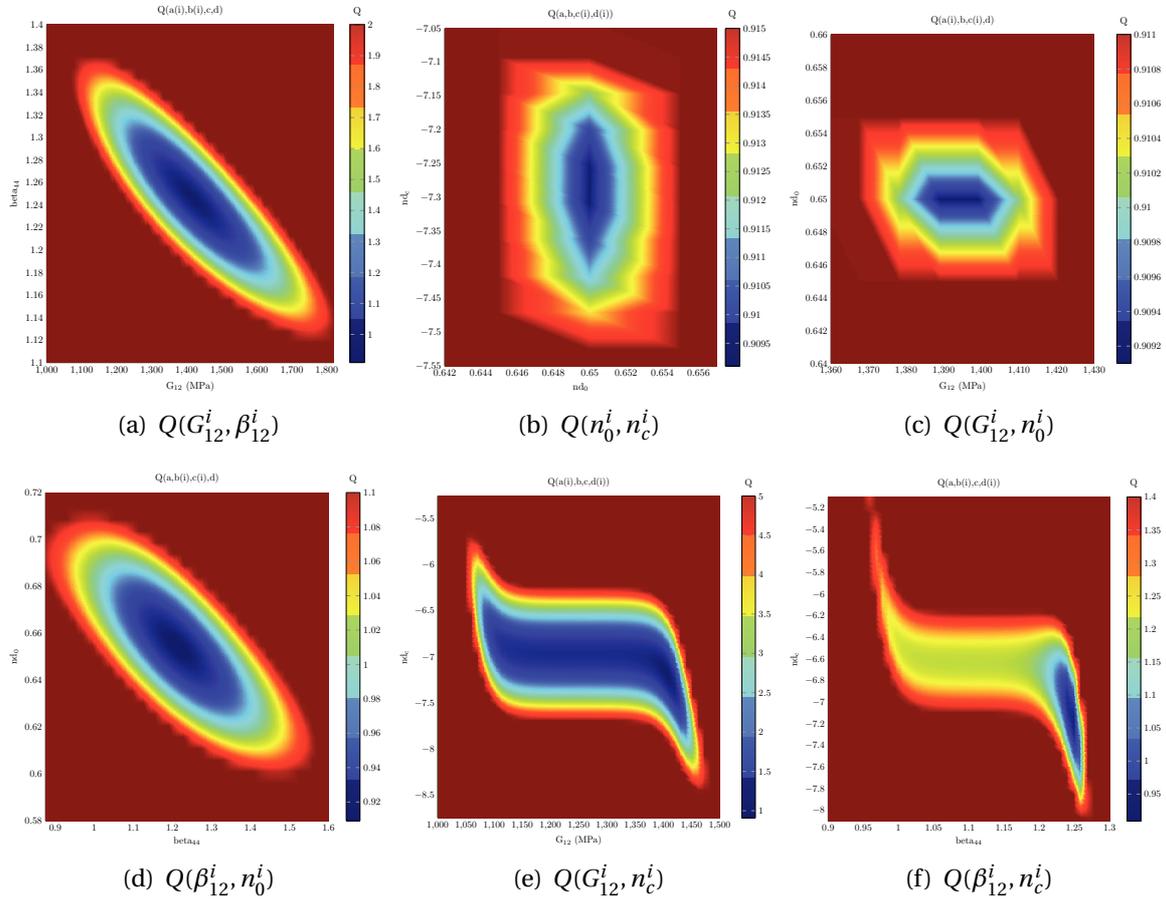


FIGURE 4.4 – Résultats d'identification des paramètres du modèle spectral simple (en trait continu), pour différentes vitesses et pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres

En outre, l'intérêt majeur de ces premiers résultats réside dans l'évaluation de la robustesse de la procédure de minimisation. En perturbant de 30 % la valeur des paramètres identifiés, il est possible de s'assurer que le problème est bien posé et que le minimum global est atteint. La plage de variation des paramètres est finement discrétisée en 80 incréments, et

Taux de déformation $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	0.005	0.5	5	25
Erreur moyenne \bar{e}_v (%)	6.82	5.48	2.25	1.52

TABLEAU 4.1 – Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais pour un modèle spectral simple

FIGURE 4.5 – Surfaces de réponse associées aux paramètres identifiés pour un spectre simple, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres

les surfaces de réponse pour chaque couple de paramètres sont illustrées dans la Figure 4.5. On constate que le minimum de la fonction de minimisation $Q(p) = 0.90 \text{ MPa}^2$, est atteint pour l'ensemble des combinaisons de paramètres et cela pour un jeu unique. Ceci permet de confirmer que le domaine d'identification est bien *localement* convexe autour des valeurs des paramètres identifiés, et donc que la solution du problème de minimisation est unique. Enfin, ces résultats permettent de distinguer les paramètres les plus sensibles de la procédure. Contrairement aux paramètres élastiques G_{12} et β_{12} , la sensibilité de la réponse du modèle est logiquement très dépendante à la valeur des paramètres spectraux, pour lesquels une petite perturbation engendre un éloignement rapide de la solution optimale (voir Figures 4.5(b), 4.5(c), 4.5(e), 4.5(f)).

Le rajout de deux paramètres spectraux supplémentaires mène au modèle bispectral et permet de distinguer des temps de relaxation à basse et haute vitesses. On constate que cela permet de réduire l'erreur du modèle tel qu'il est illustré dans la Figure 4.6 et dans le

Tableau 4.2. En outre, dans cette configuration, la valeur minimale de la fonction coût est également réduite à $Q(\underline{p}) = 0.46 \text{ MPa}^2$. Le modèle bispectral à 4 paramètres engendre d'analyser 15 surfaces de réponse afin de s'assurer que la convexité du problème de minimisation est conservée. Nous avons pu vérifier cet aspect en réalisant une procédure identique à celle réalisée pour le modèle spectral d'origine, mais pour des raisons de lisibilité nous ne traçons pas les surfaces de réponse.

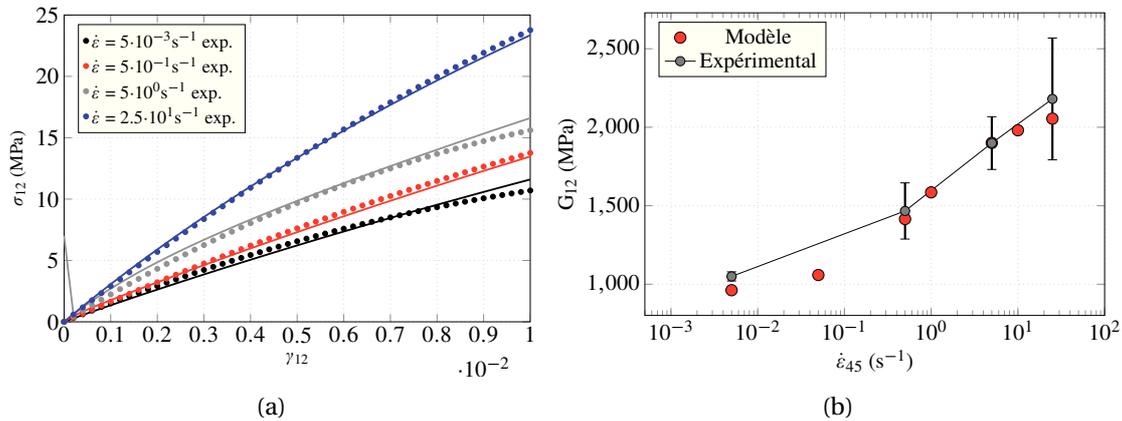


FIGURE 4.6 – Résultats, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres, de l'identification des paramètres du modèle bispectral illustrant la prédiction des effets de vitesse sur a) le comportement viscoélastique et b) le module viscoélastique tangent instantané

Taux de déformation $\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	0.005	0.5	5	25
Erreur moyenne \bar{e}_v (%)	3.77	3.26	2.18	1.49

TABLEAU 4.2 – Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais avec le modèle bi-spectral, pour une sollicitation à 45° par rapport à l'orientation des fibres

La quasi-totalité des paramètres de la partie visqueuse du modèle a été identifiée à l'aide des essais réalisés suivant l'orientation à 45° , et sont présentés dans le Tableau 4.4. Les paramètres restants à identifier concerne le comportement visqueux dans la direction des fibres. Sous l'hypothèse que l'influence de la vitesse dans la direction des fibres est identique pour les orientations chaîne et trame, seul le paramètre β_1 (Équation 3.103) est à identifier. Pour cela, nous utilisons le modèle bi-spectral ainsi que les paramètres identifiés précédemment, dans une procédure de minimisation identique à celle réalisée pour le comportement en cisaillement. Les résultats présentés dans le Tableau 4.3 et dans la Figure 4.7, illustrent la bonne capacité du modèle à reproduire l'effet de la vitesse sur le comportement dans la direction des fibres.

Taux de déformation $\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	0.005	0.5	5
Erreur moyenne \bar{e}_v (%)	1.11	1.36	0.78

TABLEAU 4.3 – Erreurs moyennes de corrélation calculs/essais avec le modèle bi-spectral, pour une sollicitation à 0° par rapport à l'orientation des fibres

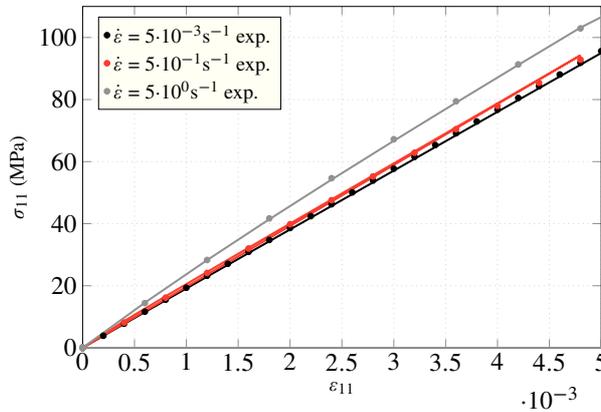


FIGURE 4.7 – Résultats, pour une sollicitation à 0° par rapport à l'orientation des fibres, de l'identification des paramètres du modèle bispectral illustrant la prédiction des effets de vitesse sur le comportement viscoélastique

4.2.2 Identification du comportement anélastique endommageable

L'identification des paramètres du modèle de référence, associés à l'anélasticité et aux mécanismes de dégradation diffus, est réalisée en exploitant les courbes de traction interrompues à différentes vitesses, présentées dans le Chapitre 2. La méthode d'identification proposée dans ces travaux repose sur la construction et l'identification des courbes maîtresses de plasticité et d'endommagement, telles qu'elles sont définies et utilisées dans les travaux de ([Ladeveze et Le Dantec, 1992, Hochard *et al.*, 2001, Abisset, 2012]). Sous certaines hypothèses, il est possible de décomposer le comportement décrit lors d'un essai de traction cyclée de manière à mesurer les déformations plastiques ϵ^p et l'effet de l'endommagement sur le comportement (voir Figure 4.8(a)). En revanche, le protocole d'interruption des essais à différentes vitesses ne permet pas de mesurer le comportement du matériau lors des phases de décharge. Nous proposons ainsi de définir une procédure d'identification en accord avec les essais réalisés, les hypothèses du modèle et le matériau considéré dans cette étude (voir Figure 4.8(b)).

La volonté d'aboutir à un modèle simple et unifié pour diverses applications industrielles induit une représentation nécessaire et suffisante des phénomènes physiques observés sur la réponse du matériau. En effet, certains phénomènes de deuxième ordre apparaissant à l'échelle macroscopique, tels que la non-linéarité du comportement lors des recharges et des hystérèses à la décharge, ne sont pas décrit par le modèle. Notons en outre, que dans le cas d'un renfort de porte soumis à un choc latéral, la redistribution des contraintes et les décharges locales sont limitées, ainsi la probabilité que la structure industrielle soit soumise à des trajets de décharge est faible.

Finalement et pour chaque vitesse considérée, le domaine d'identification repose sur une gamme limitée de déformations issue des essais de traction interrompus et sur les

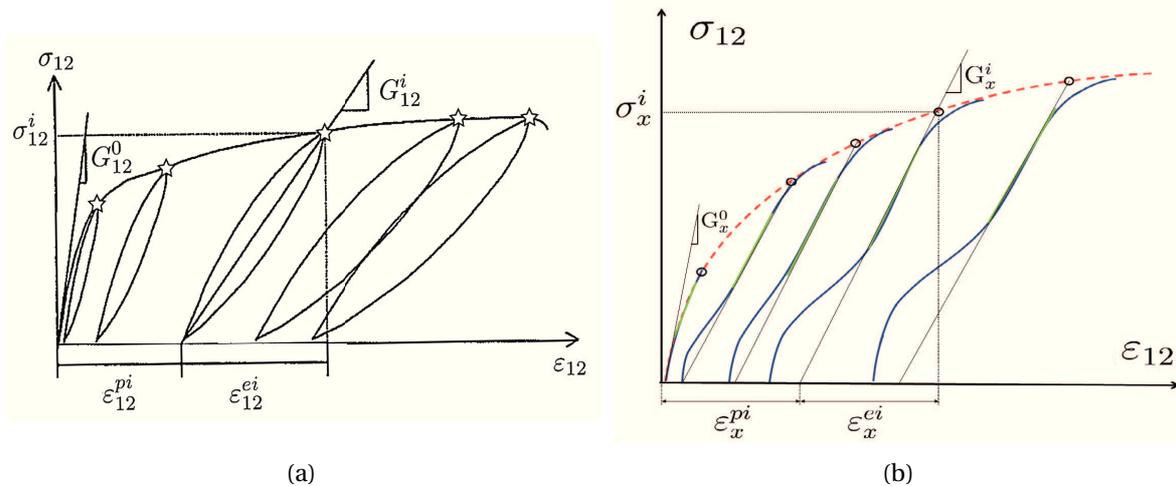


FIGURE 4.8 – Schéma illustrant la méthode de mesure du comportement irréversible et endommageable fondée sur a) un essai de traction cyclée en cisaillement, réalisé sur machine conventionnelle et appliqué à un matériau composite stratifié carbone/epoxy ([Ladeveze et Le Dantec, 1992]) et b) plusieurs essais de traction interrompue (bleu) et un essai de traction monotone (rouge), réalisés sur machine hydraulique et appliqué au matériau de l'étude

courbes enveloppes issues des essais de traction monotone. Nous approximations le comportement de chaque recharge à l'aide d'une régression linéaire (en vert sur la Figure 4.8(b)) sur une plage de déformation définie de manière cohérente avec l'hypothèse mentionnée au paragraphe précédent. Sous l'hypothèse d'un écrouissage isotrope, la projection de l'approximation linéaire sur la courbe monotone et sur l'axe des abscisses, permet ensuite d'aboutir à un cycle de charge/décharge classique. Ainsi, pour chaque niveau de contrainte extrapolée σ_x^i , il est possible de mesurer une déformation élastique extrapolée ε_x^{ei} et l'effet des dégradations tel que :

$$d_a = 1 - \frac{G_x^i}{G_x^0} \quad (4.33)$$

où G_x^i représente le module tangent instantané lors de la décharge i . La méthode d'identification est présentée dans la suite pour chaque vitesse. Dans un premier temps, et en considérant les courbes de la première ligne de la Figure 4.9, il est envisageable de mesurer les grandeurs associées à l'anélasticité et à l'endommagement, de manière classique et en conservant l'influence des phénomènes visqueux dans l'identification des paramètres des lois. Cependant, dans l'esprit de respecter les hypothèses du modèle, nous choisissons de découpler l'identification du comportement non-linéaire endommageable des phénomènes visqueux, ce qui permettra en outre d'évaluer la dépendance intrinsèque du dommage à la vitesse. Pour cela et sur la plage de vitesses considérée, nous soustrayons à chaque contrainte totale σ_{12} issue de l'ensemble des données expérimentales, la contribution visqueuse σ_{12}^v prédite par le modèle viscoélastique précédemment identifié. Ainsi, la mesure des grandeurs caractéristiques des phénomènes irréversibles et d'endommagement est réalisée à l'aide des courbes de la deuxième ligne de la Figure 4.9.

Les résultats de l'identification des lois d'anélasticité et d'endommagement sont illus-

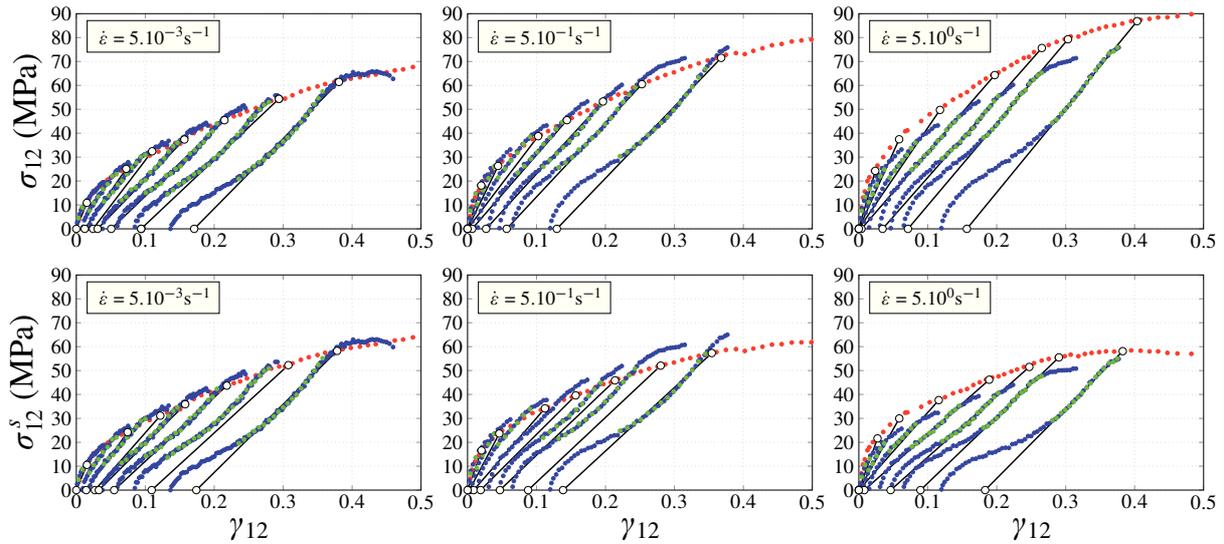


FIGURE 4.9 – Illustration de la méthode d'identification réalisée à chaque vitesse. La première ligne correspond à une identification qui tient compte des mécanismes visqueux. La deuxième ligne correspond à une identification indépendante de la viscosité (le code couleur reprend celui du schéma Figure 4.8)

trés dans la Figure 4.10. On constate que l'indépendance, au premier ordre, de l'identifica-

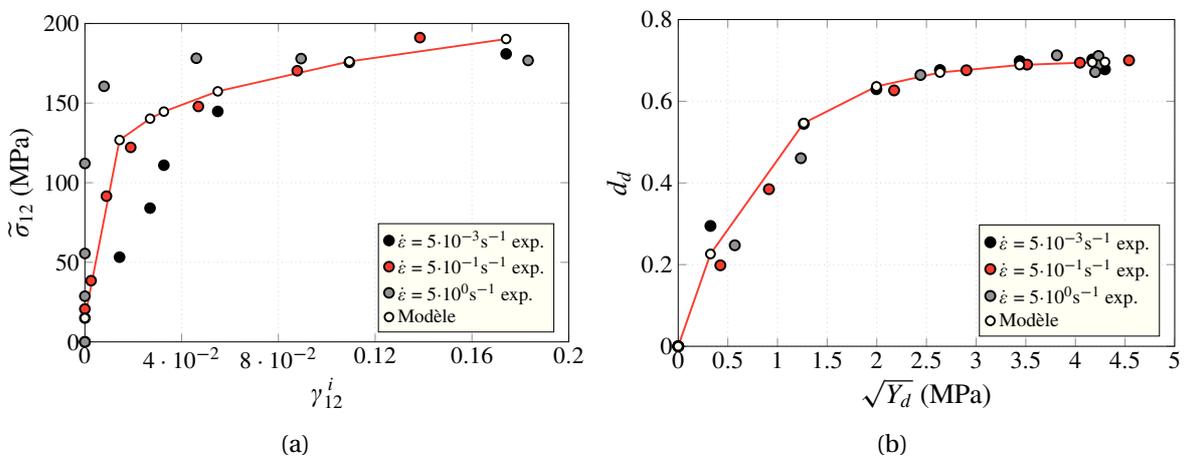


FIGURE 4.10 – Résultats de l'identification du comportement non-linéaire endommageable découplé de la viscosité. Prédiction du modèle de a) plasticité à écoulement non-linéaire et b) d'endommagement utilisant une loi exponentielle

tion vis-à-vis des effets de vitesse sur le comportement permet d'aboutir à la superposition des courbes maîtresses de plasticité (Figure 4.10(a)). Malgré un effet non modélisé et présent en début de régime anélastique, il est possible d'identifier la loi d'écrouissage isotrope non-linéaire (proposée au Chapitre 3) de manière commune pour l'ensemble des vitesses de sollicitation et de manière satisfaisante. Les paramètres de cette loi sont indiqués dans le Tableau 4.4.

Par ailleurs, il est intéressant d'observer que, sous les hypothèses du modèle et du découplage des mécanismes visqueux du comportement endommageable, il n'apparaît pas

d'influence du taux de déformation sur l'endommagement mesuré à chaque vitesse. Ainsi, sur la plage de vitesses considérée et contrairement à ce que les observations expérimentales brutes pourrait suggérer, nous considérons que les mécanismes de dégradation diffus ne sont pas intrinsèquement dépendants à la vitesse. De fait, la Figure 4.10(b), permet d'illustrer la capacité de la loi d'endommagement (proposée au Chapitre 3) à prédire le comportement endommageable du matériau étudié, et cela pour différents taux de déformation. Les paramètres associés à cette loi, sont décrits dans le Tableau 4.4.

4.2.3 Bilan

Au terme de cette procédure d'identification, réalisée de manière séquentielle sur les différentes composantes de l'approche modulaire, le Tableau 4.4 permet de synthétiser l'ensemble des paramètres du comportement plan du matériau de l'étude.

En revanche, l'ensemble des essais réalisés dans ces travaux reste insuffisant pour une identification complète du modèle de référence, et notamment ceux concernant certains paramètres de couplage et le comportement hors-plan. Ceux qui demeurent indéterminés sont choisis par analogie avec les résultats de la littérature ([Hochard et Thollon, 2010, Guinault, 2016]).

Afin d'illustrer la prédictivité du modèle identifié, nous présentons ci-après les résultats de l'identification sur le comportement macroscopique jusqu'à rupture. Les Figures 4.11 et 4.12, illustrent que la réponse macroscopique prédite par le modèle est satisfaisante sur la plage de vitesses de déformation considérée, tant pour le comportement en traction monotone, que pour le comportement cyclé en cisaillement.

Par conséquent, dans la suite et la fin de ces travaux, nous proposerons de vérifier et de valider le modèle proposé à l'aide de simulations numériques réalisées sur des structures.

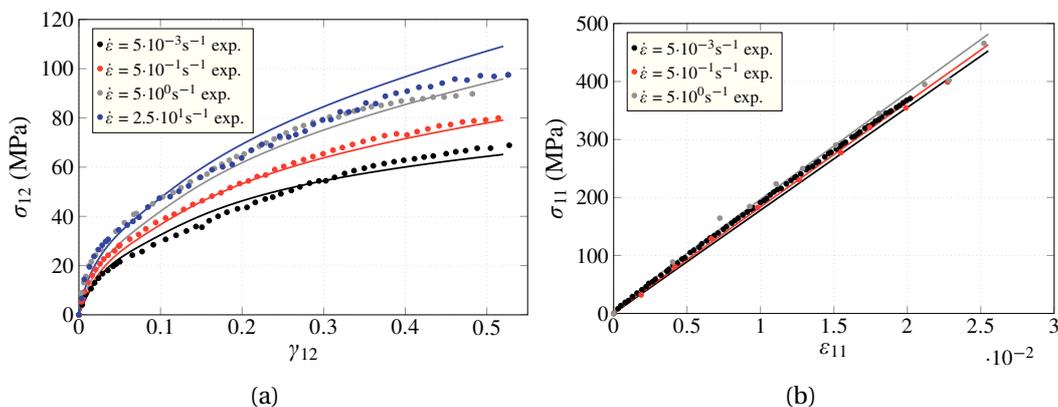


FIGURE 4.11 – Résultat de l'identification des paramètres du modèle (en continu) à différentes vitesses pour une sollicitation de traction monotone orientée à a) 45° et b) 0° par rapport à la direction des fibres

Nom du paramètre	Symbole	Valeur	Unité
Module d'Young sens chaîne/trame	$E_{1/2}$	17 000	MPa
Module de cisaillement plan	G_{12}	886	MPa
Coefficient de Poisson plan	ν_{12}	0,1	
Rigidité visqueuse sens chaîne/trame	$\beta_{1/2}$	0,33	
Rigidité visqueuse de cisaillement	β_{12}	0,96	
Moyenne statique du bispectre	n_s^c	-13,34	
Ecart-type statique du bispectre	n_s^0	10,22	
Moyenne dynamique du bispectre	n_d^c	-8,0	
Ecart-type dynamique du bispectre	n_d^0	0,04	
Seuil d'anélasticité	R_0	15	MPa
Module d'érouissage	c	280	MPa
Taux d'érouissage	m	0.18	
Force critique de fissuration	Y_f^c	4,5	MPa
Force critique de plissement	Y_k^c	3	MPa
Seuil de dégradations diffuses	Y_d^0	0	MPa
Seuil de saturation des dégradations diffuses	α	0.7	
Taux de croissance de dégradations diffuses	β	1.2	MPa ⁻¹

TABLEAU 4.4 – Synthèse des paramètres identifiés expérimentalement et numériquement pour le matériau de l'étude

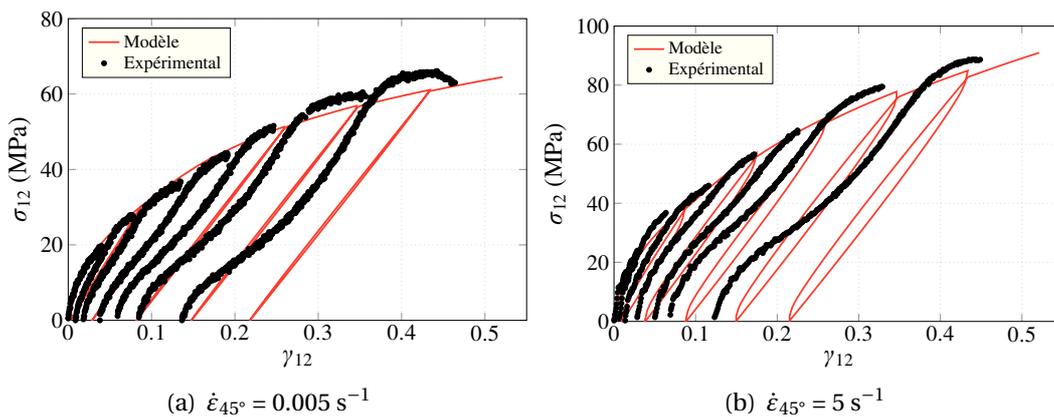


FIGURE 4.12 – Prédiction du modèle global pour une sollicitation de traction cyclée orientée à 45° par rapport à la direction des fibres et une vitesse a) en régime quasi-statique et b) en régime dynamique

4.3 Vérification et validation du modèle

Inscrit dans la démarche globale présentée dans ce manuscrit, l'intérêt de cette dernière étape réside dans la vérification et la validation des résultats issus de simulations numériques menées avec la loi de comportement proposée. Nous évaluerons la capacité du modèle à réaliser des calculs de structures et à prédire une solution convergée et cohérente avec les résultats expérimentaux. Dans cet esprit, nous étudions les résultats de simulations réalisées sur :

- une structure simple, dont la géométrie correspond à la zone hors-mors des éprouvettes expérimentales de Type C, utilisées pour la caractérisation du comportement mécanique dans le deuxième chapitre ;
- une structure complexe, dont la géométrie est définie de manière à générer des effets de structure et d'importants gradients dans les champs cinématiques. D'une longueur $L = 60 \text{ mm}$ (Figure 4.13), cette structure² est utilisée pour valider et critiquer la réponse du modèle, en confrontant la solution numérique aux résultats expérimentaux.

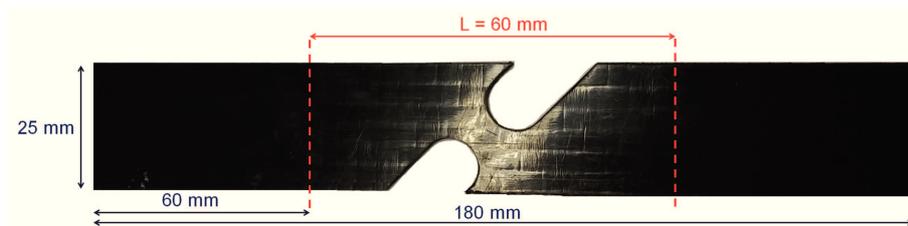


FIGURE 4.13 – Géométrie et dimensions principales de l'éprouvette complexe utilisée pour la validation du modèle

Nous tenons à brièvement justifier le choix de la géométrie retenue pour la structure complexe et nous apportons quelque précision quant à son intérêt spécifique. D'une part, les dimensions des éprouvettes trouées normalisées sur lesquelles les calculs de validation sont usuellement réalisés dans le domaine des matériaux composites, ne sont pas adaptées aux dimensions maximales des mors de la machine hydraulique utilisée dans ces travaux. Le choix d'une éprouvette de faible largeur et présentant localement une réduction de section a ainsi été privilégié. Afin de générer au mieux une cinématique structurelle, une étude portant sur la forme de la section amincie a été menée et a permis d'aboutir à un compromis entre la faisabilité de l'usinage et la pertinence des effets de gradient liés à la géométrie. D'autre part, et dans la zone amincie, cette éprouvette présente l'avantage de préserver au moins un toron de toute découpe, permettant ainsi de conserver la contribution des fibres dans le comportement de la structure. Enfin, nous proposons de dissymétriser le problème afin de favoriser l'obtention d'une solution unique. Cet avantage est offert par la géométrie proposée du fait que la région amincie est décentrée par rapport à la zone utile.

Dans la suite de cette section et afin d'évaluer la prédiction et la prise en compte par le modèle d'un maximum de mécanismes lors des simulations, nous nous focaliserons sur la réponse des structures pour lesquelles l'orientation matérielle est de 45° par rapport aux axes du repère global, *i.e.* la direction de sollicitation.

2. L'intégralité des dimensions de la zone utile associée à la structure complexe est présentée en Annexe C

4.3.1 Mise en données numérique

Dans le cadre des simulations réalisées dans ces travaux, la Figure 4.14 illustre la géométrie des structures modélisées en trois dimensions ainsi que les conditions limites appliquées respectivement à chacune des configurations.

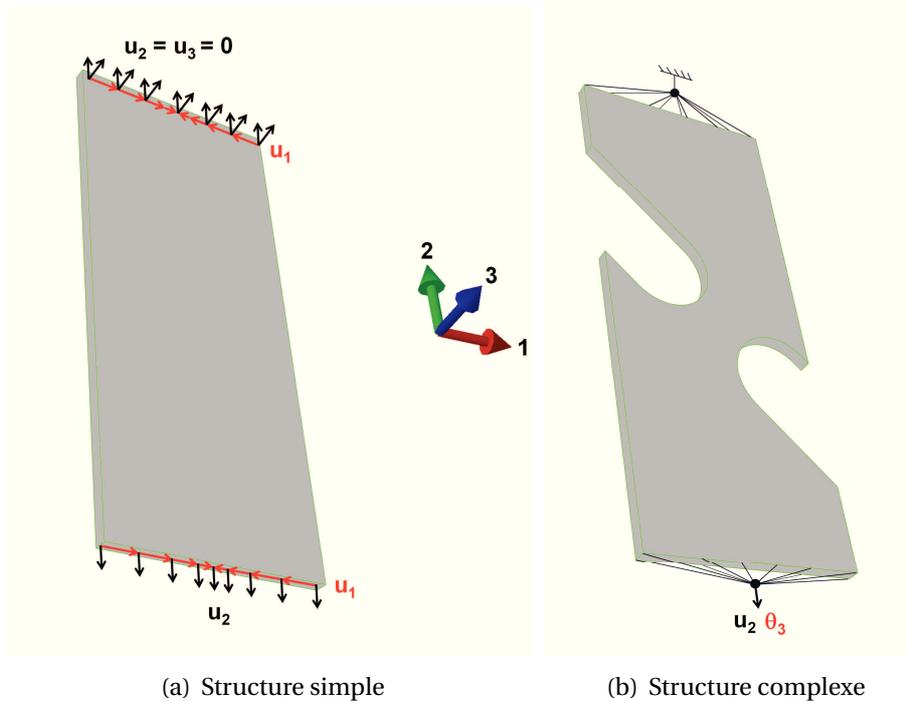


FIGURE 4.14 – Schéma des conditions limites numériques appliquées aux deux structures

Un premier commentaire peut être émis concernant la mise en données et la réalisation des calculs de structure et tout particulièrement ceux concernant la structure simple. Une mise en donnée fondée sur l'utilisation de conditions limites numériques "classiques", (en noir Figure 4.14(a)) *i.e.* imposer un encastrement aux niveaux des mors, n'est pas représentatif de la physique observée. La capacité du matériau étudié à se déformer de manière importante au cours d'une sollicitation réalisée sur une éprouvette dont les fibres sont orientées à 45° , amène à observer un phénomène de décohésion locale de la colle à l'extrémité des mors, ce qui dissipe une faible quantité d'énergie mais relaxe localement les contraintes. Imposer $u_1 = 0$, malgré cette observation, amène à obtenir numériquement un endommagement prépondérant aux niveaux des extrémités de la structure, ce qui n'est pas observé expérimentalement.

De fait, à l'aide de la corrélation d'images numériques et des essais de traction monotone présentés dans le deuxième chapitre, des mesures de déplacement expérimentaux u_1^{exp} suivant une ligne située au voisinage du bord des mors sont réalisées. Cela permet de prescrire numériquement la constriction de la zone utile en imposant, au cours du temps, les déplacements mesurés expérimentalement. Cette condition limite supplémentaire (en rouge Figure 4.14(a)), résulte de l'approximation du profil des déplacements u_1^{exp} , par un polynôme de degré 3 telle que l'illustre la Figure 4.15 pour divers instants du chargement. Notons enfin que les simulations portant sur la structure complexe s'affranchissent de cette

condition limite expérimentale car la section amincie permet de suffisamment localiser la déformation au centre de l'éprouvette. En revanche, afin de prolonger l'esprit de cette démarche de modélisation, nous prenons en compte la légère rotation plane $\theta = 0.235$ rad (en rouge Figure 4.14(b)), mesurée expérimentalement dans la zone utile de l'éprouvette complexe lors de l'essai de traction présenté dans la suite.

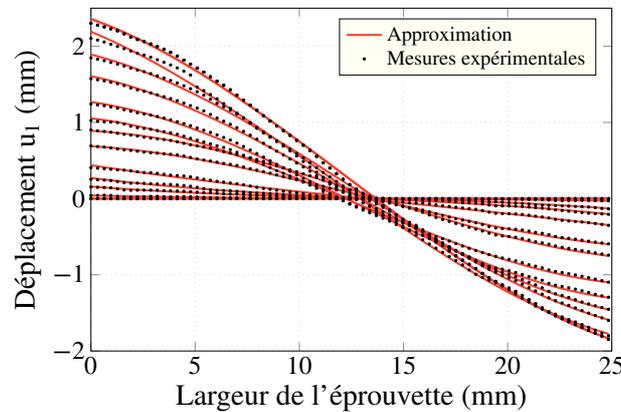


FIGURE 4.15 – Comparaison, à plusieurs instants du chargement, entre la mesure expérimentale du déplacement u_1^{exp} et l'approximation polynomiale utilisée comme condition limite lors des simulations sur structure simple pour un taux de déformation $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 0.005 \text{ s}^{-1}$

Le maillage des deux structures est réalisé à l'aide d'éléments prismatiques à base triangulaire, à intégration réduite dans l'épaisseur, et de flèche égale à 0,75 mm. De plus, les maillages convergés ne sont pas réglés pour ne pas introduire de biais dans le chemin suivi par l'endommagement et dans les résultats. Les calculs sont réalisés pour un pas de temps fixe et convergé $\Delta t = 0.1$ s. Les paramètres de régularisation $\tau_c = 0.1$ s et $a = 0.1$, sont associés au taux de déformation prescrit $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$. Dans le cas d'une sollicitation à basse vitesse, ces paramètres sont définis grâce à une étude de sensibilité qui a permis d'évaluer leur effet (localisation de l'endommagement et régularisation) sur la solution de référence.

Finalement, les chargements appliqués aux structures sont pilotés à l'aide du déplacement u_2 , linéaire en fonction du temps, et dont la valeur maximale est définie par la mesure du déplacement à rupture expérimental. Dans la suite de cette section, les chargements numériques et expérimentaux sont réalisés au taux de déformation de référence $\dot{\epsilon}_{45^\circ} = 0.005 \text{ s}^{-1}$.

4.3.2 Résultats

Les résultats respectivement de simulations d'un essai de traction sur les structures simples et complexes sont présentés dans la suite.

4.3.2.A Cas d'une structure simple

La Figure 4.16 illustre la cartographie des champs de contrainte de cisaillement σ_{12} , au dernier instant du chargement avant rupture.

On constate que la répartition des contraintes est cohérente par rapport aux champs de déformation observés expérimentalement. On retrouve une segmentation de la zone utile en

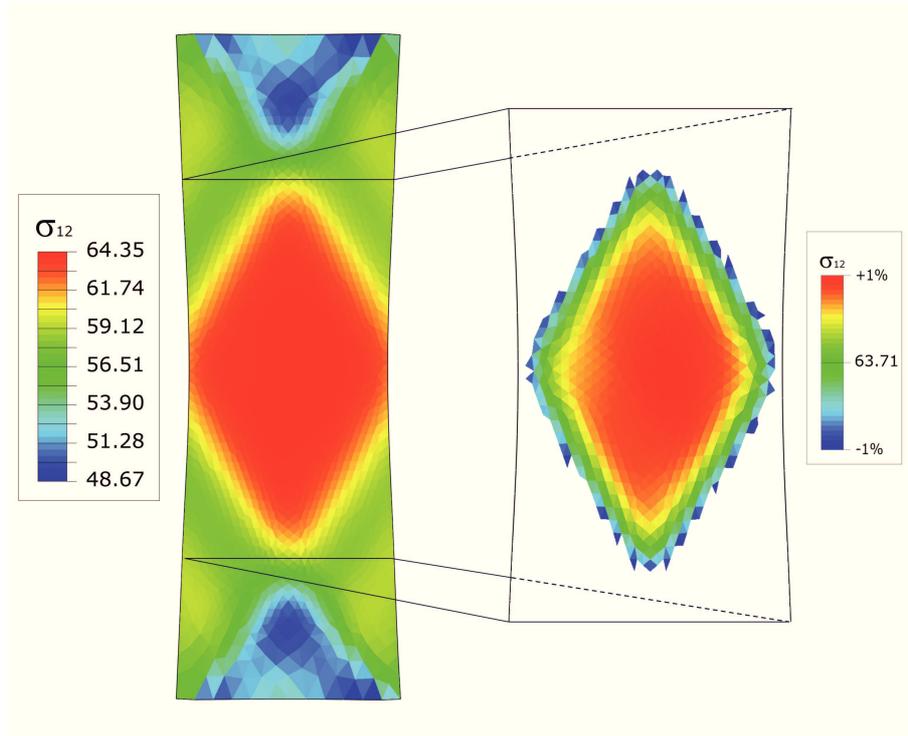


FIGURE 4.16 – Réponse numérique de la structure simple sollicitée en traction uniaxiale monotone et zoom au sein de la zone de mesure expérimentale

trois régions distinctes, réparties de façon similaire à celles qui ont pu être observées par corrélation d'images dans le chapitre 2. On observe que la forte anisotropie du comportement du matériau, à l'origine de cette répartition, est bien reproduite par le modèle et confère à la structure une cinématique de déformation similaire à celle de la déformation du tissu en cisaillement, observée expérimentalement dans ces travaux. En outre, l'ordre de grandeur de la valeur maximale $\sigma_{12} = 64.35$ MPa est cohérent avec celui de la valeur de contrainte à rupture observée expérimentalement à cette vitesse, à 2% près. On constate de plus que les contraintes maximales sont localisées au sein de la zone centrale de la structure, ce qui correspond bien à la localisation de la rupture des éprouvettes expérimentales.

Par ailleurs, l'hypothèse que cette zone centrale définit une région *a priori* homogène pour la mesure des grandeurs expérimentales semble être vérifiée par la réponse numérique. Un zoom est réalisé dans une zone de même longueur que la base de mesure des extensomètres expérimentaux (voir Figure 4.16). On constate que cette zone présente véritablement un très faible gradient, car la contrainte locale ne varie pas de plus de 2%. Une démarche identique, réalisée sur les champs cinématiques de déformation, mène à un constat similaire et prédit que l'écart maximal de déformation dans cette zone est de 3%. De ce constat, nous concluons que la démarche d'identification du modèle réalisée localement sur un point de Gauss et sous l'hypothèse d'un comportement homogène dans la région de mesure reste pertinente. La vérification de l'homogénéité des champs locaux numériques permet de valider l'ensemble de la démarche d'identification réalisée de manière locale.

En outre, ce premier calcul de structure a permis de vérifier la faisabilité d'un calcul de structure avec le modèle proposé. La prochaine et dernière étape de notre démarche se focalise sur un cas numérique qui doit permettre d'évaluer la prédictivité du modèle sur une

structure complexe, à partir d'essais qui n'ont pas été exploités lors de la phase d'identification.

4.3.2.B Cas d'une structure complexe

Dans un premier temps, confrontons la réponse expérimentale à la réponse numérique fondée sur la loi de comportement proposée. Pour cela, nous réalisons un essai de traction monotone uniaxiale jusqu'à rupture, sur l'éprouvette complexe (illustrée en Figure 4.13), et dont les fibres sont orientées à 45° par rapport à la direction de sollicitation. Le protocole expérimental mis en oeuvre est similaire à celui réalisé lors des essais de traction monotone du Chapitre 2 et l'accès *in situ* à la mesure des champs est réalisé à l'aide d'un protocole DIC identique. Numériquement, nous imposons un chargement correspondant au chargement expérimental jusqu'à rupture. La confrontation des champs cinématiques est réalisée pour un instant du chargement choisi juste avant la rupture expérimentale de l'éprouvette et suivant les deux directions principales du plan (voir les Figures 4.17 et 4.18).

On constate tout d'abord que la géométrie complexe, choisie et retenue dans ces travaux afin de générer des gradients locaux et des effets de structure, permet de répondre à ces objectifs. On illustre dans la Figure 4.17, que la capacité du modèle à reproduire la cinématique expérimentale dans la direction de sollicitation est excellente. Dans la direction transverse à la sollicitation, la Figure 4.18 illustre une répartition des champs de déplacement u_1 suivant deux zones majeures. La zone correspondant aux déplacements u_1 positifs est reproduite de manière satisfaisante par le modèle. La zone associée au déplacement négatif est globalement bien prédite par le modèle, mais reste cependant légèrement surestimée. La réponse expérimentale présente en effet un déplacement maximal $u_1 = -0.8$ mm tandis que la réponse numérique prédit un déplacement maximal $u_1 = -0.848$ mm, soit 6% d'erreur. Par ailleurs, la Figure 4.19 illustre que la force prédite numériquement au cours du chargement jusqu'à rupture est nettement contenue dans le nuage de points issu de la mesure expérimentale fournie par la cellule d'effort. Ceci est un argument supplémentaire quant à la validité de la réponse du modèle et permet de considérer, dans la suite, que les valeurs de contrainte prédites sont pertinentes. Finalement, cette première étape de confrontation expérimentale/numérique, inscrite dans la démarche de validation du modèle, permet de conclure sur la bonne capacité du modèle à prédire le comportement macroscopique d'une structure complexe, et cela jusqu'à rupture.

La simulation numérique permet en outre d'analyser les grandeurs associées à l'état d'endommagement et de contrainte dans la structure. La Figure 4.20 illustre les cartographies associées à la variable d'endommagement diffus d_d et à la contrainte locale σ_{12} du repère matériel, pour un instant défini identique à celui choisi pour la démarche de confrontation. Les deux cartographies permettent de constater que l'effet de gradient est notable et bien prédit par le modèle.

La Figure 4.20(a) permet d'observer que le caractère diffus de l'endommagement est reproduit et que la localisation de l'endommagement maximal se situe, de façon cohérente, dans la région amincie de la structure. Dans cette région, le modèle prédit que l'endommagement diffus atteint la valeur $d_d = 0.7$, identifiée comme la valeur à saturation du phénomène (voir Figure 4.10(b) et Tableau 4.4). La saturation du phénomène prédite par le modèle au dernier instant du chargement avant rupture est un des éléments qui permet de valider la cohérence de la réponse du modèle.

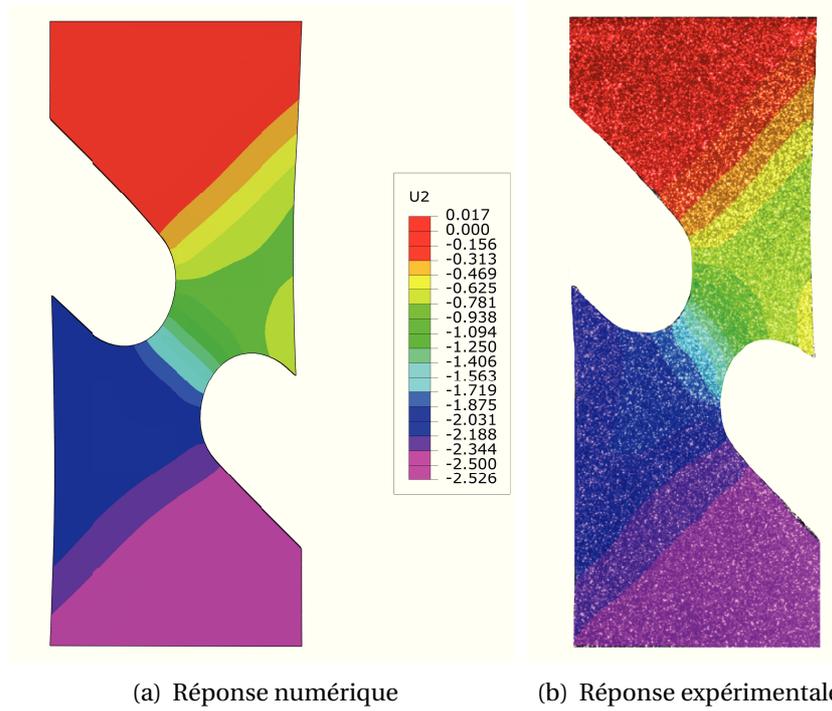


FIGURE 4.17 – Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale des champs cinématiques u_2 juste avant la rupture, lors d'un essai de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$

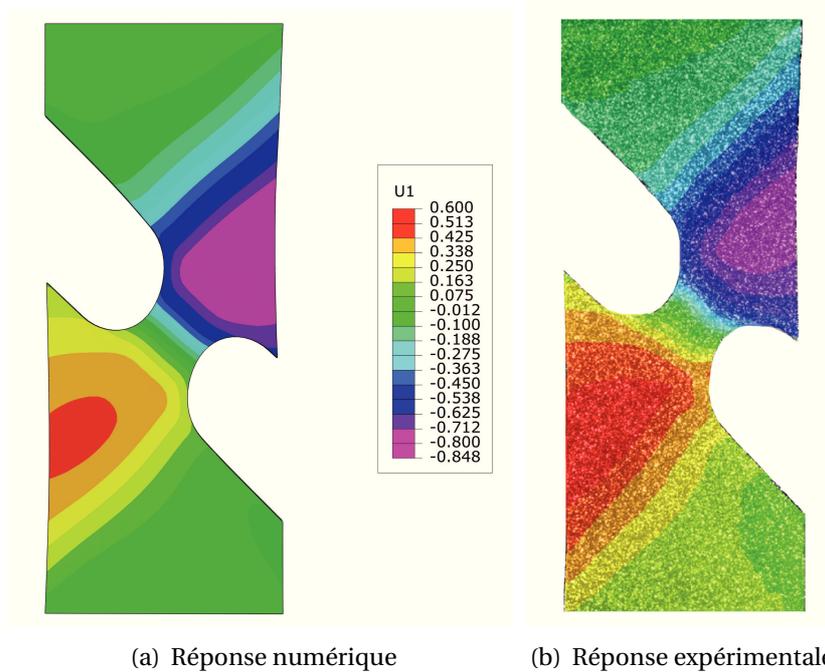


FIGURE 4.18 – Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale des champs cinématiques u_1 juste avant la rupture, lors d'un essai de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$

Enfin et d'après la Figure 4.20(b), le modèle prédit deux gradients de contrainte prépondérants repérés (1) et (2). Numériquement le gradient (1) est celui qui présente localement la valeur maximale de contrainte et devrait ainsi correspondre à l'unique site de rupture. Cependant les essais expérimentaux permettent de nuancer ce constat, du fait que certaines éprouvettes ont rompu au niveau du gradient (2). Le fait que la réponse numérique considère que ces deux gradients sont à même de provoquer la ruine de la structure aboutit à confirmer la cohérence de la prédiction du modèle numérique. Cela permet en outre d'envisager d'augmenter la dissymétrie de la structure dans le cadre de futurs travaux.

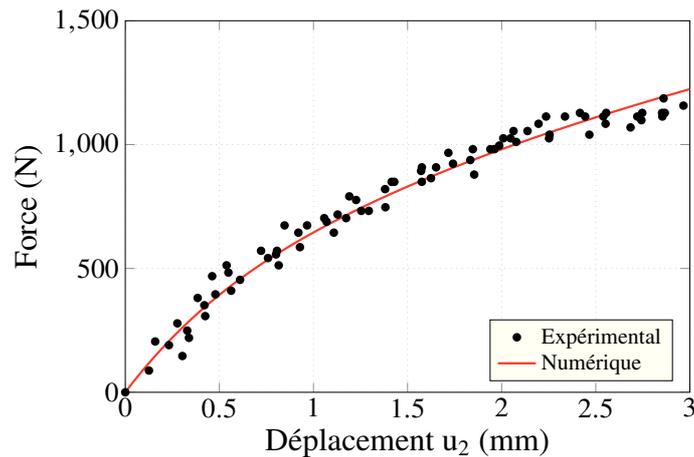


FIGURE 4.19 – Confrontation entre la solution numérique prédite par le modèle et la mesure expérimentale de la force lors de l'essai de validation jusqu'à rupture

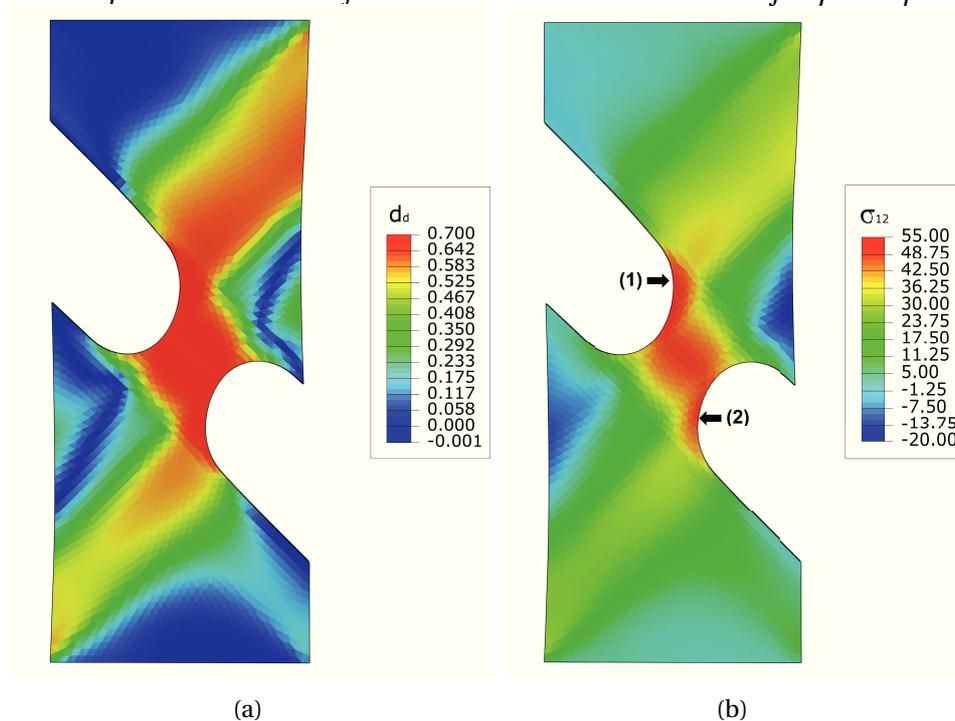


FIGURE 4.20 – Cartographies des champs numériques prédits par le modèle concernant l'état a) d'endommagement d_a et b) de contrainte locale σ_{12} juste avant rupture lors d'un essai de traction uniaxiale à $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$

4.4 Bilan

Au terme de ce chapitre, nous avons réussi à identifier, implanter et valider le modèle numérique proposé dans ces travaux et cela en respectant le cadre industriel de cette thèse. L'introduction du tenseur tangent cohérent exact et l'utilisation d'un modèle régularisé sont des aspects de ces travaux qui illustrent la volonté de proposer au Groupe PSA un modèle rigoureux et une utilisation pertinente vis-à-vis des contraintes liées aux calculs de structures dans un cadre industriel. La procédure d'identification que nous proposons permet de respecter les hypothèses du modèle et d'identifier ses paramètres du modèle de manière directe et expérimentale. Cette procédure, réalisée localement sur un point de Gauss, est fondée sur l'hypothèse que le comportement est homogène au sein de la zone de mesure expérimentale. Cet aspect est vérifié à l'aide des simulations réalisées sur la structure simple. Cela valide l'ensemble de la démarche réalisée dans cette thèse car les grandeurs nominales mesurées expérimentalement sont bien identiques à celles obtenues numériquement. Finalement, l'évaluation de la prédictivité du modèle proposé est réalisée par des simulations numériques sur l'éprouvette complexe et permet de valider la capacité du modèle à prédire le comportement du matériau soumis à de forts gradients de sollicitations planes.

Notons finalement que les simulations réalisées dans ce chapitre se focalisent sur la prédiction du comportement d'une structure jusqu'au dernier instant précédent sa rupture. Dans le cadre de l'utilisation du modèle dans un calcul sur structure automobile, il peut être intéressant de proposer un critère de ruine fonctionnel pour ce niveau de chargement expérimental et à rupture. Par ailleurs, l'apparition d'une première fissure discrète est un phénomène que la mécanique continue de l'endommagement ne peut fondamentalement pas capturer. Il est ainsi envisageable d'étendre la capacité du modèle à décrire la transition entre l'endommagement diffus et la rupture discrète par une approche fondée sur la mécanique de la rupture. Un critère de rupture pourrait être identifié à l'aide de la géométrie complexe proposée. Néanmoins la validation de ce même critère nécessiterait de réaliser des essais sur une géométrie supplémentaire.

Conclusions générales

Ces travaux de thèse s'inscrivent dans le cadre d'un projet du secteur automobile. Ce secteur industriel, fortement contraint par les réglementations environnementales, envisage l'utilisation de nouveaux types de matériaux, et notamment composites, pour la conception de pièces structurantes. L'allègement des véhicules automobiles permettrait en effet de limiter les problématiques d'émission de particules nocives et de consommation, mais ne doit pas pour autant nuire à la sécurité de l'utilisateur ou à l'intégrité du véhicule en service.

L'application qui fait l'objet de ces travaux concerne le renfort de porte avant, conçu pour l'absorption de choc lors d'une sollicitation de crash automobile. Soumise à ce type de sollicitation, la structure subit des gradients de vitesses de déformation, qui peuvent s'étendre de la plage quasi-statique à la plage dynamique. Afin de prendre en compte l'influence de ces effets de vitesse dans les futures chaînes de conception, il est nécessaire de pallier le manque de connaissance relatif au comportement dynamique des matériaux composites.

Ces travaux proposent un modèle qui permet d'améliorer la prédiction du comportement mécanique d'un nouveau type de composite à matrice PA 66 et renfort tissé. La compréhension, l'identification et la modélisation du comportement passent ainsi par la réalisation d'essais standards et spécifiques, qui permettent de caractériser certains mécanismes physiques sur la plage de vitesses correspondant à l'usage en service. En revanche, l'influence des conditions environnementales sur le comportement n'est pas un aspect étudié dans ces travaux.

Nous nous sommes focalisés sur l'identification de la phénoménologie du comportement à basse vitesse, de manière à identifier les différents mécanismes physiques en présence au sein du matériau, et cela à plusieurs échelles d'observation. Dans le cadre de la hiérarchisation des éléments à intégrer dans la modélisation, nous avons ainsi pu discriminer les phénomènes de faible influence sur le comportement, tels que l'endommagement ou la viscosité suivant la direction des fibres. En revanche, dans les directions où le comportement de la matrice prédomine, une forte dépendance à la vitesse ainsi qu'une nette influence des mécanismes de dégradation sur le comportement est observée. Il a été ainsi nécessaire de lever certaines limitations inhérentes aux moyens d'essais conventionnels et dynamiques, de manière à caractériser le comportement suivant une large gamme de vitesses.

Un premier défi auquel répond cette thèse concerne la validation d'une démarche expérimentale de caractérisation jusqu'à rupture, suivant un large spectre de vitesses de sollicitation. Le premier apport de ces travaux consiste à proposer une éprouvette de dimensions réduites (notée Type C), adaptée aux essais dynamiques et dont la représentativité vis-à-vis d'une éprouvette normalisée pour les essais quasi-statiques est validée suivant un protocole expérimental robuste, et ce jusqu'à rupture. Le deuxième apport consiste à proposer un nou-

Conclusions générales

veau protocole expérimental pour la caractérisation des mécanismes internes du comportement non-linéaire en dynamique. L'apport offert par cette technique, qui permet d'interrompre à plusieurs niveaux de *déformation* un essai de traction réalisé sur un vérin hydraulique, se traduit dans ces travaux par la quantification des effets de vitesse sur l'évolution des cinétiques des mécanismes non-linéaires.

Le deuxième défi auquel répondent ces travaux est d'améliorer, de manière industriellement viable, la prédiction des simulations de crash au sein du Groupe PSA. Pour ce faire, nous enrichissons la stratégie de modélisation actuelle par la prise en compte de phénomènes physiques pertinents et tous observés expérimentalement. Nous proposons ainsi un modèle, fondé sur une représentation pragmatique des mécanismes à prendre en compte, qui permettra de répondre aux besoins des applications industrielles potentiellement variées, et cela grâce à une vision modulaire dans l'écriture de la loi de comportement. L'originalité de la loi proposée réside dans l'intégration d'une viscosité spectrale en parallèle d'un comportement élastoplastique endommageable. De plus et afin de respecter le cadre industriel de ces travaux, un effort particulier a été réalisé quant au compromis entre une prédiction suffisante et le nombre nécessaire de variables internes à stocker, notamment concernant les phénomènes visqueux.

Le troisième et dernier apport concerne l'identification des paramètres du modèle. De manière cohérente avec les hypothèses du modèle, nous proposons une procédure d'identification de l'ensemble des paramètres en utilisant l'intégralité de la base de donnée expérimentale établie dans ces travaux. L'intérêt majeur de cette procédure réside dans sa capacité à découpler l'identification des phénomènes non-linéaires de celle des effets visqueux. De cette manière, la loi de comportement identifiée permet de prédire de manière très satisfaisante le comportement du matériau à différentes vitesses. Nous avons finalement implanté, sous la forme d'une UMAT, le modèle de comportement régularisé dans le code de calcul industriel d'Abaqus afin d'en évaluer sa robustesse. En prenant soin de respecter et de modéliser au mieux la cinématique de chargement expérimentale, une étape finale de confrontation entre un essai et une simulation réalisée sur structure, aura permis de valider de manière satisfaisante la prédictivité du modèle proposé.

Fort des résultats et des conclusions obtenus, nous proposons au Groupe PSA une démarche complète et généralisable, qui intègre l'ensemble des étapes de caractérisation, d'identification et de modélisation du comportement mécanique du matériau composite étudié. Cette démarche, nécessaire et réalisée pour répondre aux objectifs de la problématique industrielle et de la thèse, permet d'enrichir les simulations numériques actuelles grâce à la description d'une physique suffisante et adaptée aux calculs sur structures. Néanmoins, il convient d'explorer plus précisément certains aspects afin de permettre, à court terme, d'améliorer et d'étendre ces travaux.

Expérimentalement tout d'abord, il serait intéressant d'étendre la caractérisation du comportement mécanique à des plages de vitesses supérieures, afin de confirmer ou simplement affiner les tendances dégagées dans ces travaux concernant les effets de vitesse sur le comportement. De manière induite, il est nécessaire de mener une réelle réflexion sur l'effet parasite des phénomènes de résonance dans la caractérisation du comportement en dynamique. Il est envisageable de valider des procédures de traitement du signal cohérentes avec les phénomènes d'aller/retour d'ondes de choc ou encore le développement de

montages expérimentaux permettant de pallier ces effets. Par ailleurs, concernant la procédure d'interruption d'essais en dynamique, il peut être envisagé à court terme de proposer un protocole de mesure du comportement du matériau lors des décharges. Ceci permettrait d'étendre la base de donnée expérimentale pour l'identification du comportement non-linéaire (et autoriserait la possibilité d'identifier un modèle à écrouissage cinématique de manière cohérente).

Numériquement, et en lien avec les objectifs industriels, il semble pertinent dans un premier temps, de vouloir optimiser la description de la viscoélasticité. Le concept du modèle spectral, reposant sur une vision continue des phénomènes visqueux, n'est pas utilisé tel quel dans l'approche proposée. Il serait ainsi intéressant de proposer une approche alternative qui permettrait de respecter cette vision initiale. *A contrario* de l'approximation d'une fonction continue par la somme discrète de mécanismes linéaires à différents temps de relaxation, une réflexion peut être menée pour rechercher une formulation menant à une seule fonction, continue, et dont la solution pourrait être obtenue de manière analytique. Nous conserverions ainsi la prédictivité du modèle ainsi que la philosophie d'une viscosité continue tout en réduisant, de manière notable, le nombre de variables internes à stocker. Cet aspect sera l'objet de travaux réalisés par le Groupe PSA dans les mois à venir. Par ailleurs, l'ensemble des travaux réalisés dans cette thèse sont associés à un conditionnement environnemental constant. Il serait intéressant d'étendre la démarche et le modèle proposé à la description des effets liés aux conditions environnementales sur la phénoménologie du comportement. Notons que le matériau étudié dans ces travaux est similaire à celui étudié dans le cadre du projet Copersim. Ces travaux, qui visent à évaluer l'effet des conditions d'hygrométrie et de température sur le comportement mécanique, pourraient permettre d'étendre le modèle proposé à une large gamme d'applications et d'environnements.

Description des différentes éprouvettes utilisées

La Figure A.1 permet de présenter les différents types de géométries d'éprouvettes expérimentales utilisées dans ces travaux (voir Chapitre 1 et 2) :

- L'éprouvette, nommée Type A, réfère à la géométrie normalisée .
- L'éprouvette, nommée Type B, réfère une géométrie dont la longueur est divisée par deux par rapport à celle de l'éprouvette Type A.
- L'éprouvette, nommée Type C, réfère à la géométrie d'éprouvette dont la longueur est réduite afin d'être adaptée à la caractérisation du comportement en dynamique, à l'aide d'une machine hydraulique.

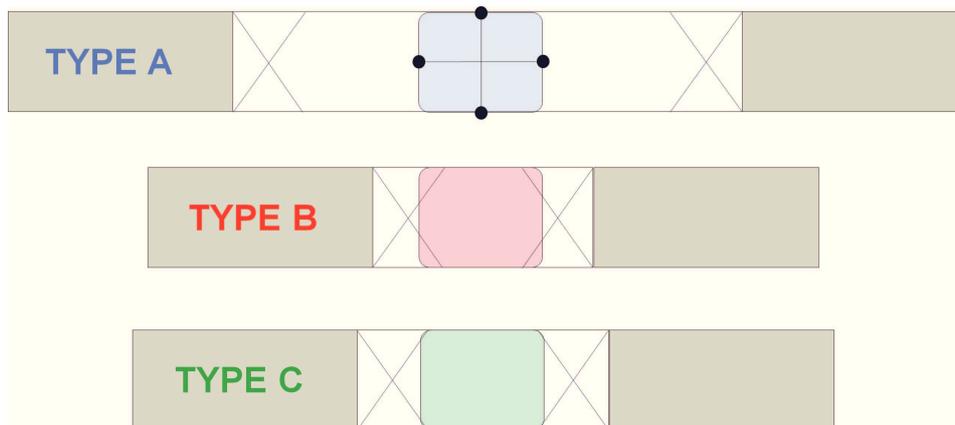


FIGURE A.1 – Schéma des différents types d'éprouvettes expérimentales

Toutes les éprouvettes présentent une épaisseur de 1,5 mm et les éprouvettes dont les fibres sont orientées à 0° par rapport à l'axe de sollicitation (respectivement 45°) présentent une largeur de 20 mm (respectivement 25 mm). Les zones de couleurs transparentes, situées au milieu de la zone entre les talons (en gris), réfèrent à la zone utile de l'éprouvette, dans laquelle les champs de déformations sont supposés suffisamment homogènes pour permettre la mesure du comportement.

Dans ces zones, la ligne horizontale (respectivement verticale) correspond à la direction longitudinale de l'éprouvette (respectivement transversale). Suivant la direction longitudinale, la distance entre les deux points correspond à la base de mesure de l'extensométrie expérimentale et virtuelle, choisie dans ces travaux égale à 25 mm. Suivant la direction transversale et afin de s'adapter à la largeur des éprouvettes, la distance entre les deux points

correspond à une base de mesure de 20 mm et 25 mm, pour les éprouvettes dont la direction des fibres est orientée à 0°, respectivement 45° par rapport à la direction de sollicitation.

Le comportement nominal expérimental est caractérisé à l'aide de ces éprouvettes. La contrainte nominale σ est obtenue de cette manière :

$$\sigma_{nom} = \sigma = \frac{F}{S_0}$$

avec F la force mesurée par la cellule de charge et S_0 la section initiale de l'éprouvette mesurée dans la zone utile. Les déformations nominales associées à la direction longitudinale sont nommées ε_{xx} et les déformations associées à la direction transversale sont nommées ε_{yy} dans le repère global de la sollicitation (voir Chapitre 1).

Ces grandeurs nominales sont utilisées dans les deux premiers chapitres et se distinguent des grandeurs locales numériques utilisées dans le dernier chapitre.

Description du concept d'atténuation d'ondes

Nous présentons brièvement les résultats d'une réflexion sur un concept d'atténuateur d'ondes de choc qui permet de réduire l'amplitude des oscillations présentes sur les courbes de réponses dynamiques. L'atténuateur (voir Figure B.1(a)), est une pièce en acier traité, à géométrie variable et installée en série de la chaîne de montage (entre le piston et le mors bas (voir Figure 2.2). Le concept repose sur le principe d'un atténuateur d'ondes acoustiques utilisé pour les armes à feu. La succession de plusieurs chambres reliées entre elles par des portions dont les sections sont réduites permet de diffracter les ondes et d'atténuer leur intensité. L'orientation des chambres, à 45° par rapport à l'axe, permet théoriquement d'imposer aux ondes un trajet qui les mène à s'annuler (Figure B.1(b)).

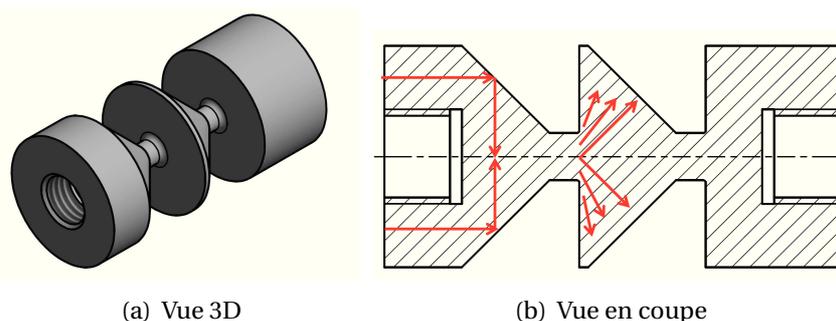


FIGURE B.1 – Schémas illustrant le concept d'atténuateur d'ondes de choc a) en trois dimensions et b) à l'aide d'une vue en coupe (les flèches rouges représentent le trajet conceptuel des ondes en 2D)

Une simulation numérique en dynamique explicite, modélisant l'ensemble des composants de la chaîne de montage, a été réalisée afin de reproduire les conditions d'un essai à $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$. Nous n'en faisons le détail, en revanche les résultats sont présentés dans la Figure B.2. Les résultats numériques indiquent une diminution notable de l'amplitude des oscillations de la force mesurée à l'encastrement *i.e.* la cellule de charge (gain théorique : 75%), ainsi qu'une amélioration de l'homogénéité des déformations suivant la longueur hors-mors de l'éprouvette.

Fort de ces résultats, nous avons réalisé des essais de traction monotone à $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$ afin d'évaluer l'apport de l'atténuateur sur la réponse expérimentale. La Figure B.3(a), permet d'illustrer la transformée de Fourier (FFT) du signal de force mesurée expérimentalement en fonction du temps. En regard des résultats expérimentaux issus d'une campagne de caractérisation des déformées modales du montage lors d'une sollicitation dynamique (que nous ne présentons pas), on constate une atténuation notable de l'amplitude des modes de torsion/flexion (2.5, 3.5 et 4.5 kHz). Cependant, les modes basses fréquences associés aux

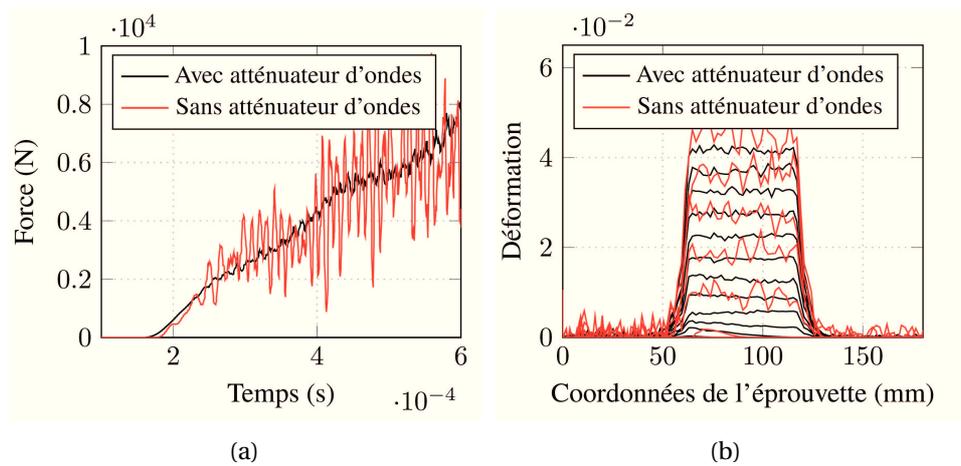


FIGURE B.2 – Comparaisons numériques entre une configuration avec et sans atténuateur de a) la force mesurée et b) du profil de déformation mesuré en différents points de l'éprouvette au sein de zone hors-mors et à différents incréments de temps du chargement

modes de pompage et de torsion de l'éprouvette sont faiblement impactés par l'introduction de l'atténuateur. Enfin, on constate que le gain expérimental concernant la diminution de l'amplitude des oscillations sur le signal de force mesuré est de 50% environ.

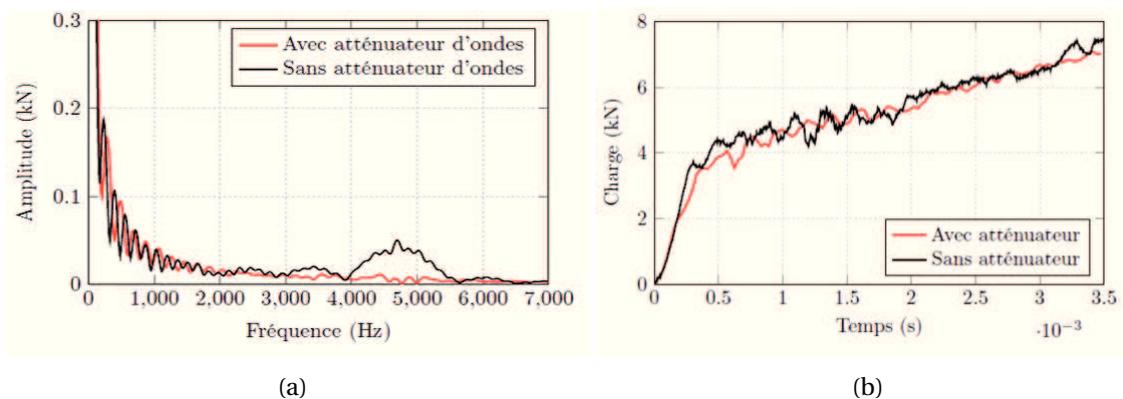


FIGURE B.3 – Illustration de l'influence de l'atténuateur d'ondes sur le a) traitement FFT du signal de charge mesurés expérimentalement et b) sur les signaux de charge mesurés par la cellule piezoélectrique, pour un essai de traction réalisé à $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$

Ces premières tendances concernant l'introduction d'un filtre mécanique en série de la chaîne de montage restent encourageantes et peuvent participer aux réflexions portant sur les thématiques d'aller/retour d'ondes de choc lors d'essais dynamiques. Dans le cadre des essais réalisés dans le chapitre 2, nous n'utilisons pas l'atténuateur, car le montage développé dans cette thèse permet un guidage durant le chargement qui minimise les modes basses vitesses.

Dimensions de l'éprouvette de validation

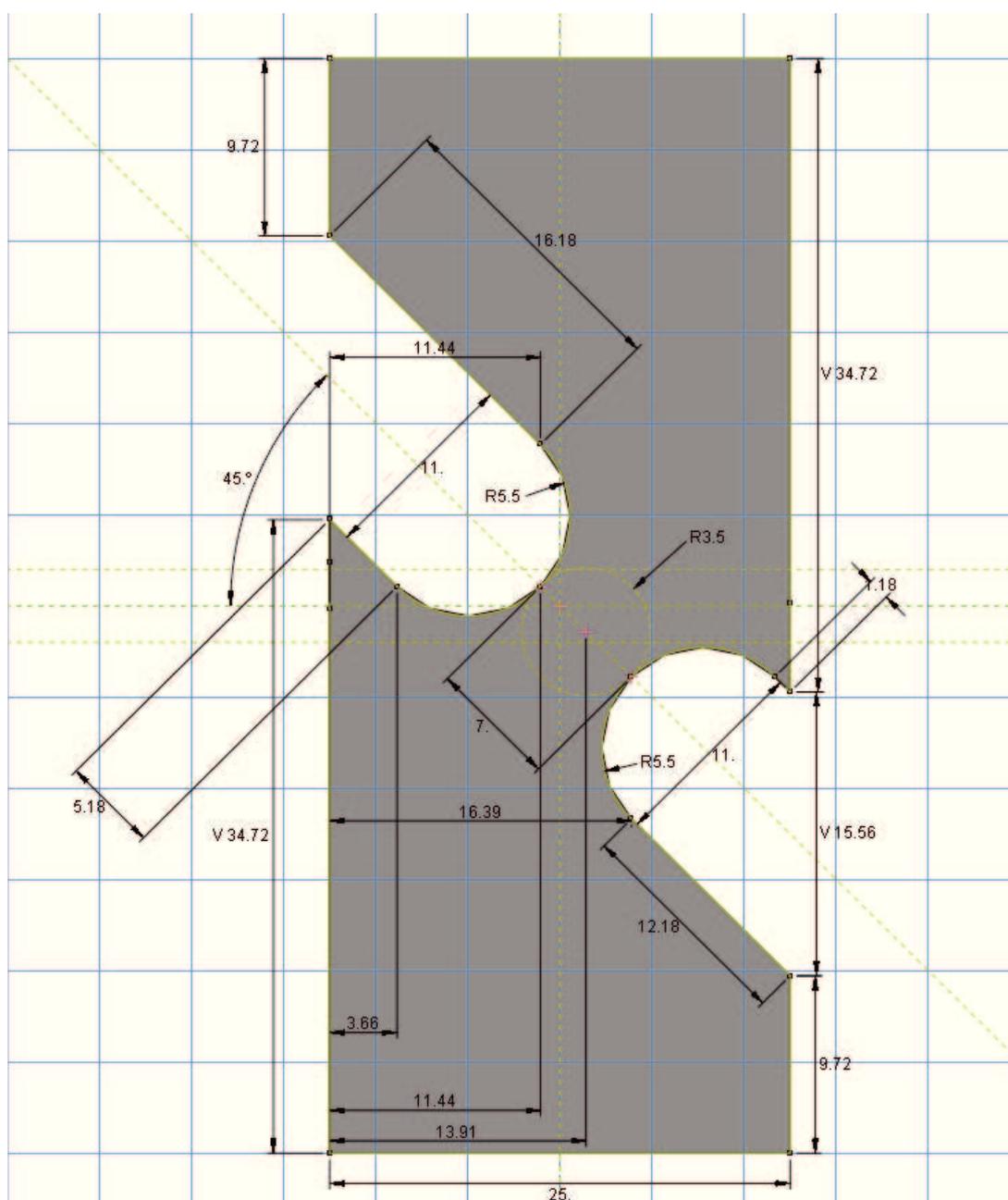


FIGURE C.1 – Dimensions de l'éprouvette de validation

Bibliographie

- [ISO, 2012] (2012). Nf en iso 527-1 identification of tensile properties for plastic materials. (citation aux pages 25, 28, 53, 54 et 55)
- [Abisset, 2012] ABISSET, E. (2012). *Un mesomodelle d'endommagement des composites stratifiés pour le virtual-testing : Identification et validation*. Thèse de doctorat, ENS Cachan. (citation aux pages 99 et 138)
- [Abisset *et al.*, 2011] ABISSET, E., DAGHIA, F. et LADEVEZE, P. (2011). On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 42:1515–1524. (citation à la page 99)
- [Al-Zubaidy *et al.*, 2013] AL-ZUBAIDY, H., ZHAO, X.-L. et AL-MAHAIDI, R. (2013). Mechanical characterisation of the dynamic tensile properties of cfrp sheet and adhesive at medium strain rates. *Composite Structures*, 96:153–164. (citation aux pages 47, 51 et 78)
- [Allix et Deu, 1997] ALLIX, O. et DEU, J.-F. (1997). Delayed-damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering Transactions*, 45(1):29–46. (citation à la page 101)
- [Allix *et al.*, 2003] ALLIX, O., FEISSEL, P. et THEVENET, P. (2003). A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading : basic aspects and identification issues. *Computers and Structures*, 81:1177–1191. (citation à la page 102)
- [Allix *et al.*, 1990] ALLIX, O., LADEVÈZE, P. et LEDANTEC, E. (1990). Modélisation de l'endommagement du pli élémentaire des composites stratifiés. In FANTOZZI, G. et FLEISCHMANN, P., éditeurs : *JNC 7*. Pluralis. (citation à la page 20)
- [Arao *et al.*, 2012] ARAO, Y., NISHIWAKI, T. et KAWADA, H. (2012). Strain-rate dependence of the tensile strength of glass fibers. *Journal of Materials Science*, 47:4895–4903. (citation à la page 12)
- [Aussedat, 1997] AUSSÉDAT, E. (1997). *Comportement et endommagement de composite tissée carbone/PMR soumis à des chargements mécaniques et thermiques*. Thèse de doctorat, Mines Paristech - Centre des Matériaux. (citation aux pages 21, 23 et 106)
- [Barre *et al.*, 1996] BARRE, S., CHOTARD, T. et BENZEGGAH, M. (1996). Comparative study of strain rate effects on mechanical properties of glass fibre-reinforced thermoset matrix composites. *Composite Part A*, 27:1169–1181. (citation aux pages 47 et 51)
- [Baruchel *et al.*, 2000] BARUCHEL, J., BUFFIÈRE, J., MAIRE, E., MERLE, P. et PEIX, G. (2000). *X ray tomography in material science*. (citation à la page 20)
- [Bassery, 2011] BASSERY, J. (2011). *Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. (citation à la page 21)

Bibliographie

- [Battams, 2014] BATTAMS, G. (2014). *The use of optical techniques to assess the damage tolerance of composite materials*. Thèse de doctorat, University of Southampton. (citation aux pages 50 et 70)
- [Beattie, 1983] BEATTIE, A. (1983). Acoustic emission, principles and instrumentation. *Journal of Acoustic Emission*, 2(1):95–128. (citation à la page 20)
- [Belayachi, 2006] BELAYACHI, N. (2006). *Analyse du comportement des polymères chocs avec la prise en compte de l'endommagement par cavitation*. Thèse de doctorat, Université des sciences et technologique de Lille. (citation à la page 16)
- [Berreur *et al.*, 2002] BERREUR, L., DE MAILLARD, B. et NOSPERGER, S. (2002). L'industrie française des matériaux composites. Rapport technique, Ministère de l'économie des finances et de l'industrie. (citation aux pages xi et 14)
- [Berro Ramirez, 2013] BERRO RAMIREZ, J. P. (2013). *Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobines. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobines hyperbares*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique. (citation à la page 101)
- [Berthe, 2014] BERTHE, J. (2014). *Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO - De la statique à la dynamique grande vitesse*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille. (citation aux pages vi, 46, 105 et 116)
- [Berthe *et al.*, 2013] BERTHE, J., BRIEU, M., DELETOMBE, E., PORTEMONT, G., LECOMTE-GROSBRAS, P. et DEUDRON, A. (2013). Consistent identification of cfrp viscoelastic models from creep to dynamic loadings. *Strain*, 49:257–266. (citation aux pages 23, 51, 52, 53, 55, 105, 116, 118 et 124)
- [Berthe *et al.*, 2014] BERTHE, J., DELETOMBE, E., BRIEU, M., PORTEMONT, G. et PAULMIER, P. (2014). Dynamic characterization of cfrp composite materials -toward a pre-normative testing protocol - application to t700gc/m21 material. *Procedia Engineering*, 80:165–182. (citation aux pages 73, 111 et 116)
- [Berthereau et Dallies, 2008] BERTHEREAU, A. et DALLIES, E. (2008). Fibres de verre de renforcement. *In Techniques de l'ingénieur*. Techniques de l'ingénieurs. (citation aux pages xi et 12)
- [Besson *et al.*, 2001] BESSON, J., CAILLETAUD, G., CHABOCHE, J.-L. et FOREST, S. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux*. Hermes Sciences. (citation à la page 131)
- [Bigaud et Hamelin, 1997] BIGAUD, D. et HAMELIN, P. (1997). Mechanical properties prediction of textile-reinforced composites materials using a multiscale energetic approach. *Composites Structures*, 38:361–371. (citation à la page 86)
- [Binienda et Goldberg, 2011] BINIENDA, W. K. et GOLDBERG, R. K. (2011). Dynamic testing and characterisation of woven/braided polymer composite : a review. *Applied Mechanics Review*, vol 64. (citation à la page 51)
- [Bonnet, 2005] BONNET, B. (2005). *Comportement au choc de matériaux composites pour application automobiles*. Thèse de doctorat, Mines Paristech - Centre des matériaux. (citation aux pages 23, 45, 61, 73, 98, 106 et 107)
- [Bonnet *et al.*, 2006] BONNET, B., THIONNET, A., CARRIER, P. et RENARD, J. (2006). Matériaux composites soumis à de grandes vitesses de sollicitation. analyse expérimentale et modélisation. *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, 14(1):89–106. (citation aux pages 51, 73 et 78)

- [Bordreuil et Hochard, 2004] BORDREUIL, C. et HOCHARD, C. (2004). Rupture prediction of woven ply laminates with an open hole. *In Proceedings of the 11th European Conference on Composite Materials (ECCM 11)*, Grèce. (citation aux pages [v](#) et [22](#))
- [Boubakar *et al.*, 2003] BOUBAKAR, M., VANG, L., TRIVAUDAY, F. et PERREUX, D. (2003). A meso-macro finite element modelling of laminate structures. part ii : time-dependent behaviour. *Composites Structures*, 60:275–305. (citation à la page [111](#))
- [Bouvet, 2011] BOUVET, C. (2011). Dommages d'impact sur stratifié composite. *In 17ème journées nationales sur les composites*, page 206, Poitiers, France. AMAC. (citation à la page [86](#))
- [Bowden et Young, 1974] BOWDEN, P. et YOUNG, R. (1974). Deformation mechanisms in crystalline polymers. *Journal of Materials Science*, 9:2034 – 2051. (citation à la page [16](#))
- [Brandrup *et al.*, 1999] BRANDRUP, J., IMMERGUT, E. et GRULKE, E. (1999). *Polymer Handbook*. 4ème édition. (citation aux pages [xi](#) et [18](#))
- [Brown *et al.*, 2010] BROWN, K., BROOKS, R. et WARRIOR, N. A. (2010). The static and high strain rate behaviour of commingled e-glass/polypropylene woven fabric composite. *Composite Sciences and Technology*, 70:272–283. (citation aux pages [51](#) et [78](#))
- [Bunn et Garner, 1947] BUNN, C. et GARNER, E. (1947). The crystal structural of two polyamide ('nylons'). *In Royal Society of London*, volume 189, pages 39 – 70. (citation à la page [16](#))
- [Chaboche, 1978] CHABOCHE, J.-L. (1978). *Description thermodynamique et phenomenologique de la viscoplasticite cyclique avec endommagement*. Thèse de doctorat, Universite Pierre et Marie Curie, Pariz VI. (citation à la page [95](#))
- [Chaboche, 1992] CHABOCHE, J.-L. (1992). Damage induced anisotropy : on the difficulties associated with the active/passive unilateral condition. *International Journal of Damage Mechanics*, 1:148 – 171. (citation à la page [21](#))
- [Chaboche et Maire, 2002] CHABOCHE, J.-L. et MAIRE, J. (2002). A new micromecanics based cdm model and its application. *Aerospace Science and Technology*, 6:131–145. (citation à la page [103](#))
- [Chou et Ishikawa, 1989] CHOU, T. et ISHIKAWA, T. (1989). Analysis and modelling of two-dimensional fabric composites. *Textile structural composites, Composite Materials*, 3:209–227. (citation à la page [86](#))
- [Chung et Ryou, 2009] CHUNG, K. et RYOU, H. (2009). Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications. part i : Theory and material characterisation. *Composites Sciences and Technology*, 69:284–291. (citation à la page [23](#))
- [Colclough et Baker, 1978] COLCLOUGH, M. et BAKER, R. (1978). Polymorphism in nylon 66. *Journal of Materials Science*, 13:2531 – 2540. (citation à la page [16](#))
- [Couegnat, 2008] COUEGNAT, G. (2008). *Approche multiechelle du comportement mecanique de materiaux composites a renfort tisse*. Thèse de doctorat, Universite de Bordeaux I. (citation aux pages [v](#), [10](#), [19](#) et [86](#))
- [Coussa *et al.*, 2017] COUSSA, F., RENARD, J., JOANNES, S., TEISSEDE, J., BOMPOINT, R. et FELD, N. (2017). A consistent experimental protocol for the strain rate characterization of thermoplastic fabrics. *Strain*. En production. (citation à la page [23](#))

Bibliographie

- [Coutellier et Rozycki, 2000] COUTELLIER, D. et ROZYCKI, P. (2000). Multi-layered multi-material finite element for crashworthiness studies. *Composites Part A : applied science and manufacturing*, 31(8):841–851. (citation à la page 99)
- [Cox, 1997] COX, B. (1997). Handbook of analytical methods for textile composites. Rapport technique, NASA. (citation à la page 22)
- [Crossman et Wang, 1982] CROSSMAN, F. et WANG, A. (1982). The dependence of transverse cracking and delamination on ply thickness in graphite-epoxy laminates. *Damage in Composite Materials*, pages 118–139. (citation à la page 21)
- [Daggumati et al., 2011] DAGGUMATI, S., VAN PAEPEGEM, W., DEGRIECK, J., PRAET, T., VERHEGGHE, B., XU, J., LOMOV, S. et VERPOEST, I. (2011). Local strain in a 5-harness satin weave composite under static tension : Part ii - meso-scale analysis. *Composites Sciences and Technology*, 71(9):1217–1224. (citation aux pages 32 et 55)
- [d'Agostino et al., 2015] D'AGOSTINO, M., MADEO, A., DELL'ISOLA, F. et BOISSE, P. (2015). Discrete and continuum models for composite reinforcements with quasi-inextensible fibers. *In Comptes Rendus JNC 19 - INSA de Lyon*. (citation à la page 57)
- [Daniel, 2014] DANIEL, I. (2014). Failure of composite materials under multi-axial static and dynamic loading. *Procedia Engineering*, 88:10–17. (citation à la page 92)
- [Daniel et Hsiao, 1998] DANIEL, I. et HSIAO, H. (1998). Strain rate behavior of composites materials. *Composites Part B*, pages 521–533. (citation à la page 51)
- [Daniel et Liber, 1978] DANIEL, I. et LIBER, T. (1978). Testing fiber composites at high strain rates. *In Proc. 2nd Int. Conf. on Composite Materials.*, Toronto. ICCM 11. (citation à la page 51)
- [Daniel et al., 2008] DANIEL, I., LUO, J.-J. et SCHUBEL, P. (2008). Three-dimensional characterization of textile composites. *Composites Part B*, 39:13–19. (citation à la page 22)
- [Daniel et al., 2009] DANIEL, I., LUO, J.-J., SCHUBEL, P. et WERNER, B. (2009). Interfiber/interlaminar failure of composites under multi-axial states of stress. *Composites Sciences and Technology*, 69: 764–771. (citation à la page 92)
- [Daniel et al., 2011] DANIEL, I., WERNER, B. et FENNER, J. (2011). Strain-rate dependent failure criteria for composites. *Composites Sciences and Technology*, 71:357–364. (citation aux pages viii, 93 et 94)
- [Dash et al., 2014] DASH, K., SUKUMARAN, S. et RAY, B. (2014). Effect of loading speed on deformation of composite materials : a critical review. *Journal of Advanced Research in Manufacturing, Material Science and Metallurgical Engineering*. (citation aux pages 50 et 78)
- [De Andrade et al., 2010] DE ANDRADE, F. S., ZHU, D., MOBASHER, B., SORANAKOM, C. et DIAS TOLEDO FILHO, R. (2010). High speed tensile behavior of sisal fiber cement composites. *Material Science and Engineering A*, 527:544–552. (citation à la page 45)
- [Dechaene et al., 2002] DECHAENE, R., DEGRIECK, J., IANNUCCI, L. et WILLOWS, M. (2002). A constitutive model for glass fibre fabric composites under impact. *Journal of Composites Materials*, 36(08):983–1004. (citation à la page 108)
- [Deü, 1997] DEÜ, J.-F. (1997). *Rupture des composites stratifiés sous chargement dynamique : apports des méso-modèles avec endommagement retardé*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan. (citation aux pages viii, 102 et 119)

- [Dongfang *et al.*, 2010] DONGFANG, M., DANIAN, C., SHANXING, W., HUANRAN, W., YANJUN, H. et CANYUAN, C. (2010). An interrupted tensile testing at high strain rates for pure copper bars. *Journal of Applied Physics*, 108. (citation à la page 50)
- [Dumont *et al.*, 1987] DUMONT, J., LADEVEZE, P., POSS, M. et REMOND, Y. (1987). Damage mechanics for 3d composites. *Composites Structures*, 8:119–141. (citation à la page 87)
- [Feih *et al.*, 2011] FEIH, S., BOIOCCHI, E., MATHYS, G., MATHYS, Z., GIBSON, A. et MOURITZ, A. (2011). Mechanical properties of thermally-treated and recycled glass fibres. *Composites Part B : Engineering*, 42(3):350 – 358. (citation aux pages v et 13)
- [Feissel *et al.*, 2004] FEISSEL, P., ALLIX, O. et THEVENET, P. (2004). Aspect de base et strategie pour l'identification des effets retards. *Revue des Composites et des Materiaux Avances*, 14:67–87. (citation à la page 102)
- [Feld, 2012] FELD, N. (2012). *Vers un pont micro-méso de la rupture en compression des composites stratifiés*. Thèse de doctorat, ENS Cachan. (citation à la page 21)
- [Feld *et al.*, 2011] FELD, N., ALLIX, O., BARANGER, E. et GUIMARD, J.-M. (2011). Micro-mechanical prediction of UD laminates behavior under combined compression up to failure : influence of matrix degradation. *Journal of Composite Materials*, 45(22):2317–2333. (citation à la page 100)
- [Feld et Vallino, 2016] FELD, N. et VALLINO, N. (2016). Une approche modulaire pour la simulation numérique des composites stratifiés. *Revue des Composites et des Materiaux Avances*. (citation à la page 110)
- [Ferreiro *et al.*, 1999] FERREIRO, V., PENNEC, Y., SÉGUÉLA, R. et COULON, G. (1999). Shear banding in polyamide 6 films as revealed by atomic force microscopy. *Polymer*, 41:1561 – 1569. (citation aux pages v et 17)
- [Fitoussi *et al.*, 2013] FITOUSSI, J., BOCQUET, M. et MERAGHANI, F. (2013). Effect of matrix behavior on the damage of ethylene-propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composite : Part B*, pages 1181–1191. (citation aux pages 45, 47 et 49)
- [Fitoussi *et al.*, 2005] FITOUSSI, J., MERAGHANI, F. et HUG, G. (2005). Experimental methodology for high strain rate tensile behavior analysis of polymer matrix composites. *Composite Sciences and Technology*, 65:2174–2188. (citation aux pages 49 et 77)
- [Flavio de Andrade *et al.*, 2010] Flavio de ANDRADE, S., ZHU, D., MOBASHER, B., SORANAKOM, C. et DIAS TOLEDO FILHO, R. (2010). High speed tensile behavior of sisal fiber cement composites. *Material Science and Engineering A*, 527:544–552. (citation à la page 47)
- [Fond et G'sell, 2002] FOND, C. et G'SELL, C. (2002). Localisation des déformations et mécanismes d'endommagements dans les polymères multiphasés. *Mécanique & Industries*, 3(5):431 – 438. (citation à la page 16)
- [Foroutan, 2009] FOROUTAN, R. (2009). *High strain rate behaviour of woven composite materials*. Thèse de doctorat, McGill University - Montreal. (citation aux pages 23 et 108)
- [Foroutan *et al.*, 2013] FOROUTAN, R., NEMES, J., GIASI, H. et HUBERT, P. (2013). Experimental investigation of high strain-rate behaviour of fabric composites. *Composites Structures*, 106:264–269. (citation aux pages 23, 28, 47, 51, 61 et 78)

Bibliographie

- [Geers *et al.*, 2010] GEERS, M. G. D., KOUZNETSOVA, V. G. et BREKELMANS, W. A. M. (2010). Multi-scale computational homogenization : Trends and challenges. *Journal of Computational and Applied Mathematics*, 234(7):2175–2182. (citation à la page 9)
- [Germain *et al.*, 1983] GERMAIN, P., NGUYEN, Q. et SUQUET, P. (1983). Continuum thermodynamics. *Journal of Applied Mechanics*, 50(4):1010–1020. (citation aux pages 97 et 111)
- [Gilat *et al.*, 2002] GILAT, A., GOLDBERG, R. K. et ROBERTS, G. D. (2002). Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite. *Composites Sciences and Technology*, 62: 1469–1476. (citation aux pages 51 et 73)
- [Grail, 2013] GRAIL, G. (2013). *Approche multimodèle pour la conception de structures composites à renfort tissé*. Thèse de doctorat, Université d'Orléans. (citation à la page 32)
- [Guimard, 2009] GUIMARD, J.-M. (2009). *Contribution à la modélisation de l'absorption d'énergie dans les composites stratifiés par fragmentation et delaminage sous sollicitations dynamiques*. Thèse de doctorat, ENS Cachan. (citation à la page 102)
- [Guinault, 2016] GUINAULT, C. (2016). Etude expérimentale et numérique du comportement mécanique d'une liaison hybride métal/composite. Mémoire d'ingénieur - Centre des Matériaux. (citation à la page 141)
- [Guérin, 1994] GUÉRIN, B. (1994). Polyamides pa. *Technique de l'Ingénieur*, pages 1 – 22. (citation à la page 17)
- [Halphen et Nguyen, 1975] HALPHEN, B. et NGUYEN, Q. S. (1975). Sur les matériaux standards généralisés. *Journal de Mécanique*, 14:39–63. (citation à la page 98)
- [Hao *et al.*, 2005] HAO, X., GAI, G., LU, F., ZHAO, X., ZHANG, Y., LIU, J., YANG, Y., GUI, D. et NAN, C. (2005). Dynamic mechanical properties of whisker/pa66 composites at high strain rates. *Polymer*, 46:3528–3534. (citation aux pages 47 et 73)
- [Harding et Welsh, 1983] HARDING, J. et WELSH, L. (1983). A tensile testing technique for fibre-reinforced composites at impact rates of strain. *Journal of Materials Science*, 17(33):1620–1642. (citation à la page 51)
- [Harrison *et al.*, 2003] HARRISON, P., CLIFFORD, M. et LONG, A. (2003). Shear characterisation of viscous woven textile composites : a comparison between picture frame and bias extension experiments. *Composite Sciences and Technology*, 64:1453–1465. (citation à la page 58)
- [Hashin, 1980] HASHIN, Z. (1980). Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics*, 47:329–334. (citation aux pages 87, 89 et 92)
- [Hinton *et al.*, 2002] HINTON, M., KADDOUR, A. et SODEN, P. (2002). A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composites laminates, judged against experimental evidence. *Composites Sciences and Technology*, 62:1725–1797. (citation à la page 90)
- [Hinton *et al.*, 2004a] HINTON, M., KADDOUR, A. et SODEN, P. (2004a). *Failure analysis of frp laminates by means of physically based phenomenological models*. Elsevier. (citation à la page 90)
- [Hinton *et al.*, 2004b] HINTON, M., KADDOUR, A. et SODEN, P. (2004b). *Failure criteria in fibre reinforced polymer composites*. Elsevier. (citation à la page 90)
- [Hirse Korn *et al.*, 2012] HIRSEKORN, M., GRAIL, G., POITRIMOLT, M., AGOGUÉ, R. et BEAUCHÊNE, P. (2012). Multi-scale and multi-physics coupled modeling of the evolution of internal stresses and part shape of carbon-epoxy composites. *In ECCM 15th*. (citation à la page 115)

- [Hochard *et al.*, 2001] HOCHARD, C., AUBOURG, P.-A. et CHARLES, J.-P. (2001). Modelling of the mechanical behaviour of woven-fabric cfrp laminates up to failure. *Composites Sciences and Technology*, 61:221–230. (citation aux pages 99, 111 et 138)
- [Hochard *et al.*, 2007] HOCHARD, C., LAHELLEC, N. et BORDREUIL, C. (2007). A ply scale non-local fibre rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composite Structures*, 80:321 – 326. (citation à la page 22)
- [Hochard *et al.*, 2006] HOCHARD, C., PAYAN, J. et BORDREUIL, C. (2006). A progressive first ply failure model for woven ply cfrp laminates under static and fatigue loads. *International Journal of Fatigue*, 28:1270–1276. (citation aux pages 87 et 113)
- [Hochard et Thollon, 2010] HOCHARD, C. et THOLLON, Y. (2010). A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loadings conditions. *International Journal of Fatigue*, 32:158–165. (citation à la page 141)
- [Hosur *et al.*, 2001] HOSUR, M., ALEXANDER, J., VAIDYA, U. et JEELANI, S. (2001). Hgh strain rate compression response of carbon/epoxy laminates composites. *Composites Structures*, 52(3-4):405–417. (citation à la page 51)
- [Huchette, 2005] HUCHETTE, C. (2005). *Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaires dans les matériaux composites stratifiés*. Thèse de doctorat, Université Paris 6. (citation à la page 32)
- [Hug, 2005] HUG, G. (2005). *Analyse du comportement de stratifiés carbone/epoxy sous sollicitation rapides*. Thèse de doctorat, ENSAM. (citation aux pages vi, 48 et 105)
- [Iannucci, 2006] IANNUCCI, L. (2006). Progressive failure modelling of woven carbon composite under impact. *International Journal of Impact Engineering*, 32:1013–1043. (citation à la page 108)
- [Iannucci *et al.*, 2001] IANNUCCI, L., DECHAENE, R., WILLOWS, M. et DEGRIECK, J. (2001). A failure model for the analysis of thin woven glass composite structures under impact loadings. *Computers and Structures*, 79:785–799. (citation à la page 108)
- [Ishikawa et Chou, 1982] ISHIKAWA, T. et CHOU, T. (1982). Stiffness and strength behavior of woven fabric composites. *Journal of Materials Science*, 17:3211–3220. (citation à la page 86)
- [Jacob *et al.*, 2004] JACOB, G. C., MICHAEL STARBUCK, J., FELLERS, J. E., SIMUNOVIC, S. et BOEMAN, R. G. (2004). Strain rate effects on the mechanical properties of polymer composites materials. *Journal of Applied Polymer Science*, 94:296–301. (citation à la page 51)
- [Jegou, 2012] JEGOU, L. (2012). *Caractérisation rapide des propriétés en fatigue d'un polymère renforcé par des fibres courtes, pour une application automobile*. Thèse de doctorat, ENSTA Bretagne. (citation à la page 16)
- [Jendli *et al.*, 2004] JENDLI, Z., MERAGHANI, F., FITOUSSI, J. et BAPTISTE, D. (2004). Micromechanical analysis of strain rate effects on damage evolution in discontinuous fibre composites. *Composite Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(7-8):779–785. (citation à la page 49)
- [Jeunechamps, 2008] JEUNECHAMPS, P.-P. (2008). *Simulation numérique, à l'aide d'algorithmes thermomécaniques implicites, de matériaux endommageables pouvant subir de grandes vitesses de déformation*. Thèse de doctorat, Université de Liege. (citation à la page 98)

Bibliographie

- [Jiang *et al.*, 2000] JIANG, Y., TABIEI, A. et SIMITSES, G. (2000). A novel micromechanics-based approach to the derivation of constitutive equations for local/global analysis of plain-weave composite. *Composites Sciences and Technology*, 60:1825–1833. (citation à la page 86)
- [John *et al.*, 2001] JOHN, S., HERSZBERG, I. et COMAN, F. (2001). Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components. *Composites - Part B*, 32:659 – 668. (citation à la page 32)
- [Julien *et al.*, 2016] JULIEN, R., JANKOWIAK, T., RUSINEK, A. et WOOD, P. (2016). Taylor's test technique for dynamic characterisation of materials : Application to brass. *Experimental Techniques*, 40:347–355. (citation à la page 66)
- [Kachanov, 1958] KACHANOV, L. (1958). Rupture time under creep conditions (in russian). *Izvestiia Akademii Nauk SSSR, Otdelenie tekhnicheskikh nauk*, 8:26–31. (citation aux pages 20, 76, 87 et 95)
- [Kachanov, 1999] KACHANOV, L. (1999). Rupture time under creep conditions. *International Journal of Fracture*, 98:6–13. (citation aux pages 87 et 95)
- [Karim, 2005] KARIM, M. (2005). *Constitutive modelling and failure criteria of carbon-fiber reinforced ppolymer under high strain rates*. Thèse de doctorat, University of Akron. (citation à la page 92)
- [Kawabata, 1996] KAWABATA, S. (1996). *Micromasurement of the mechanical properties of single fibers*. Marcel Dekker. (citation à la page 12)
- [Keller et Maradudin, 1957] KELLER, A. et MARADUDIN, A. (1957). Diffraction of x-rays by fibres consisting of small crystals : Application of theory to polyamides. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2(4):301 – 311. (citation à la page 15)
- [Kichenin *et al.*, 1996] KICHENIN, J., DANG, K. et BOYTARD, K. (1996). Finite-element simulation of a new two-dissipative mechanisms model for bulk medium-density polyethylene. *Journal of materials science*, 31(6):1653–1661. (citation à la page 115)
- [Kolling *et al.*, 2006] KOLLING, S., HAUFE, A. et FEUCHT, M. (2006). A constitutive formulation for polymers subject to high strain rates. *In Proc. 9th Int. LS-DYNA Users conference*, volume 15, pages 55–74, Livermore. Livermore software technology company. (citation à la page 76)
- [Kolsky, 1949] KOLSKY, H. (1949). Investigation of mechanical properties of materials at very high strain rate of loading. *Phys Soc Proc*, 62(359):676–700. (citation à la page 47)
- [Korwin-Edson *et al.*, 2012] KORWIN-EDSON, M. L., HOFMANN, D. A. et MCGINNIS, P. B. (2012). Strength of high performance glass reinforcement fiber. *International Journal of Applied Glass Science*, 3(2):107–121. (citation à la page 13)
- [Krasnobrizha *et al.*, 2016] KRASNOBRIZHA, A., ROZYCKI, P., GORNET, L. et COSSON, P. (2016). Hysteresis behaviour modelling of woven composite using a collaborative elastoplastic damage model with fractional derivatives. *Composite Structures*, 158:101 – 111. (citation à la page 116)
- [Kwon *et al.*, 2015] KWON, J., HUH, H. et AHN, C. (2015). An improved technique for reducing the load ringing phenomenon on tensile tests at high strain rates. *In Dynamic behavior of materials*, volume 1, pages 253–257. (citation à la page 47)
- [Ladeveze, 1986] LADEVEZE, P. (1986). Sur la mécanique de l'endommagement des composites. *In PLURIALIS*, éditeur : *Compte rendus des JNC 5*. (citation à la page 22)

- [Ladeveze, 1995a] LADEVEZE, P. (1995a). A damage computational approach for composites : Basic aspect and micromechanical relations. *Computational Mechanics*, 17:142 – 150. (citation à la page 101)
- [Ladeveze, 1995b] LADEVEZE, P. (1995b). Modelling and simulation of the mechanical behavior of cmcs. *High-temperature ceramic-matrix composites*, 47:53–63. (citation à la page 99)
- [Ladeveze et Le Dantec, 1992] LADEVEZE, P. et LE DANTEC, E. (1992). Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Sciences and Technology*, 43:252–267. (citation aux pages viii, 20, 87, 99, 111, 138 et 139)
- [Ladeveze et Lemaitre, 1984] LADEVEZE, P. et LEMAITRE, J. (1984). Damage effective stress in quasi unilateral conditions. *In International Congress of Theoretical and Applied Mechanics*, Denmark. (citation à la page 21)
- [Ladeveze et Lubineau, 2001] LADEVEZE, P. et LUBINEAU, G. (2001). On a damage mesomodel for laminates : micro-meso relationships, possibilities and limits. *Composites Sciences and Technology*, 61:2149–2158. (citation aux pages 21, 99 et 100)
- [Ladeveze et Lubineau, 2002] LADEVEZE, P. et LUBINEAU, G. (2002). An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics. *Composites Sciences and Technology*, 62:533–541. (citation à la page 100)
- [Ladeveze et Lubineau, 2003] LADEVEZE, P. et LUBINEAU, G. (2003). Pont entre les "micro" et "meso" mécanique des composites stratifiés. *Compte Rendus Mecaniques*, 331:537–544. (citation à la page 100)
- [Ladeveze et al., 2006] LADEVEZE, P., LUBINEAU, G. et MARSAL, D. (2006). Towards a bridge between the micro- and mesomechanics of delamination for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 66(6):698 – 712. Advances in statics and dynamics of delamination Workshop on Advances in Modeling Delamination in Composite Materials and Structures. (citation à la page 99)
- [Lataillade et al., 1996] LATAILLADE, J.-L., DELAET, M., COLLOMBET, F. et WOLFF, C. (1996). Effect on the intralaminar shear loading rate on the damage of multi-ply composites. *Int. J Imp Eng*, 18(6): 679–699. (citation à la page 49)
- [Launay, 2011] LAUNAY, A. (2011). *Thermoplastique renforcées en fibres de verre courtes : Comportement cyclique, fatigue et durée de vie*. Thèse de doctorat, Polytechnique. (citation à la page 112)
- [Launay et al., 2010] LAUNAY, A., MARCO, Y., MAITOURNAM, M., RAOULT, I. et SZMYTKA, F. (2010). Cyclic behavior of short glass fiber reinforced polyamide for fatigue life prediction of automotive components. *Procedia Engineering*, 2:901–910. (citation aux pages 18, 68, 73, 112 et 118)
- [Launey, 2011] LAUNEY, A. (2011). *Thermoplastique renforcées en fibres de verre courtes : Comportement cyclique, fatigue et durée de vie*. Thèse de doctorat, Polytechnique. (citation à la page 23)
- [Laurin, 2005] LAURIN, F. (2005). *Approche multiechelle des mecanismes de ruine progressive des materiaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites*. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comte. (citation aux pages 104, 111 et 116)
- [Laurin et al., 2007] LAURIN, F., CARRERE, N. et MAIRE, J.-F. (2007). A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamic viscoelastic and damage models. *Composite Part A*, 38:197–209. (citation à la page 21)

Bibliographie

- [Lebrun, 2014] LEBRUN, A. (2014). Analytical and numerical methods to access the mechanical properties of a deformed woven reinforced composite material. *In 16th European Conference on Composite Materials*. (citation à la page 86)
- [Leguillon et Sanchez-Palencia, 1982] LEGUILLON, D. et SANCHEZ-PALENCIA, E. (1982). On the behaviour of a cracked elastic body with/ or without friction. *Journal de Mécanique Théorique et Appliquée*, 1(2):195–209. (citation à la page 21)
- [Lemaitre et Chaboche, 1985] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (1985). A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 107:9–83. (citation aux pages 95, 96 et 112)
- [Lemaitre et Chaboche, 1988] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (1988). *Mécanique des matériaux solides*. (citation aux pages 20 et 95)
- [Li et Watson, 2016] LI, H. et WATSON, J. (2016). *Continuous glass fibers for reinforcement*. Encyclopaedia of Glass Science, Technology. New York. (citation à la page 11)
- [Li, 2015] LI, L. (2015). Identification et réduction de modèles visco-élastique en dynamique. Rapport technique, PSA Goupe. (citation à la page 135)
- [Lin et Argon, 1994] LIN, L. et ARGON, A. (1994). Review : structure and plastic deformation of polyethylene. *Journal of Materials Science*, 24(2):294 – 323. (citation à la page 16)
- [Lomov et al., 2000] LOMOV, S. V., GUSAKOV, A. V., HUYSMANS, G., PRODROMOU, A. et VERPOEST, I. (2000). Textile geometry preprocessor for meso-mechanical models of woven composites. *Composites Sciences and Technology*, 60(11):2083 – 2095. (citation à la page 86)
- [Longana, 2014] LONGANA, M. L. (2014). *Intermediate strain rate testing methodologies and full-field optical strain measurements techniques for composite materials characterisation*. Thèse de doctorat, University of Southampton. (citation aux pages vi et 45)
- [Lopez-Puente et Li, 2012] LOPEZ-PUENTE, J. et LI, S. (2012). Analysis of strain rate sensitivity of carbon/epoxy woven composites. *Int. J Imp Eng*, 45:54–64. (citation à la page 51)
- [Lubineau et Ladeveze, 2008] LUBINEAU, G. et LADEVEZE, P. (2008). Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustration in abaqus/standard. *Computational Materials Science*, 43:137–145. (citation à la page 100)
- [Lund et Yue, 2010] LUND, M. D. et YUE, Y. (2010). Impact of drawing stress on the tensile strength of oxide glass fibers. *Journal of the American Ceramic Society*, 93(10):3236–3243. (citation aux pages v et 13)
- [Lustiger et Markham, 1983] LUSTIGER, A. et MARKHAM, R. (1983). Importance of tie molecules in preventing polyethylene fracture under long-term loading conditions. *Polymer*, 24(12):1647 – 1654. (citation aux pages v et 16)
- [Maire et Chaboche, 1997] MAIRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (1997). A new formulation of continuum damage mechanics (cdm) for composite materials. *Aerospace Science and Technology*, 4:247–257. (citation à la page 102)
- [Maire, 1992] MAIRE, J.-F. (1992). *Etude théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes*. Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté. (citation aux pages 104 et 116)

- [Marcellan, 2003] MARCELLAN, A. (2003). *Microstructures, micromécanismes et comportement à rupture de fibres PA 66*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech. (citation aux pages 15 et 16)
- [Marcin, 2010] MARCIN, L. (2010). *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I. (citation aux pages 104, 105, 116 et 124)
- [Martin *et al.*, 1978] MARTIN, D. M., AKINC, M. et OH, S. M. (1978). Effect of forming and aging atmospheres on e-glass strength. *Journal of the American Ceramic Society*, 61(7-8):308–311. (citation à la page 13)
- [Matthews *et al.*, 2003] MATTHEWS, F., DAVIES, G., HITCHINGS, D. et SOUTIS, C. (2003). *Finite element modelling of composite materials and structures*. Woodhead Publishing Limited. (citation aux pages xi, 11 et 14)
- [Melvin, 1973] MELVIN, I. K. (1973). *Nylon plastics*. (citation aux pages v et 15)
- [Mercier, 2006] MERCIER, J. (2006). *Prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. (citation aux pages 21, 23 et 107)
- [Mourglia Seignobos, 2009] MOURGLIA SEIGNOBOS, E. (2009). *Compréhension des mécanismes physiques de fatigue dans le polyamide stratifié renforcé de fibres de verre*. Thèse de doctorat, INSA Lyon. (citation à la page 16)
- [Moy *et al.*, 2011] MOY, P., GUNNARSSON, C., WEERASOORIYA, T. et CHEN, W. (2011). Stress-strain response of pmma as a function of strain-rate and temperature. *Dynamic behavior of materials*, 1:125–133. (citation à la page 49)
- [Naik et Ganesh, 1995] NAIK, N. K. et GANESH, V. (1995). An analytical method for plain weave fabric composites. *Composites*, 26:281–289. (citation à la page 86)
- [Naik et Shembekar, 1992] NAIK, N. K. et SHEMBEKAR, P. (1992). Elastic behaviour of woven fabric composites. *Journal of Composites Materials*, 26:2196–2225. (citation à la page 86)
- [Nakai et Yokoayama, 2012] NAKAI, K. et YOKOAYAMA, T. (2012). High strain-rate compressive behavior and constitutive modelling of selected polymers. *In Web of Conferance*, volume 26. EDP Science s. (citation aux pages v, 17 et 18)
- [Nguyen et Gamby, 2007] NGUYEN, T. et GAMBY, D. (2007). Effects of nonlinear viscoelastic behavior and loading rate on transverse cracking in cfrp laminates. *Composite Sciences and Technology*, 67:438–452. (citation aux pages 49, 77 et 105)
- [Nimdum, 2009] NIMDUM, P. (2009). *Dimensionnement en fatigue des structures ferroviaires en composites épais*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. (citation à la page 21)
- [Ning, 2014] NING, J. (2014). Experimental investigation on the dynamic properties and failure mode of carbon fiber reinforced thermoplastic composites. *Applied Mechanics and Materials*, 697:102 – 108. (citation à la page 47)
- [Okoli et Smith, 2000] OKOLI, O. et SMITH, G. (2000). The effect of strain rate and fibre content on the poisson's ratio of glass/epoxy composites. *Composites Structures*, 48(1-3):157–161. (citation à la page 51)

Bibliographie

- [Orifici *et al.*, 2008] ORIFICI, A., HERSZBERG, I. et THOMPSON, R. (2008). Review of methodologies for composite materials modelling incorporating failure. *Composite Structures*, 210:86–194. (citation à la page 87)
- [Orowan, 1949] OROWAN, E. (1949). Fracture and strength of solids. *Reports on Progress in Physics*, 12(1):185–232. (citation à la page 13)
- [Ortiz et Popov, 1985] ORTIZ, M. et POPOV, E. P. (1985). Accuracy and stability of integration algorithms for elastoplastic constitutive relations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 21(9):1561–1576. (citation à la page 124)
- [Othman *et al.*, 2009] OTHMAN, R., GUEGUAN, P., CHALLITA, G., PASCO, F. et LEBRETON, D. (2009). A modified servo-hydraulic machine for testing at intermediate strain rates. *International Journal of Impact Engineering*, 36:460–467. (citation à la page 47)
- [Pailhes *et al.*, 2002] PAILHES, J., CAMUS, G. et LAMON, J. (2002). A constitutive model for the mechanical behavior of a 3d c/c composite. *Mechanics of Materials*, 34:161–177. (citation à la page 87)
- [Prevorsek *et al.*, 1973] PREVORSEK, D. C., HARGET, P. J., SHARMA, R. K. et REIMSCHUESSEL, A. C. (1973). Nylon 6 fibers : Changes in structure between moderate and high draw ratios. *Journal of Macromolecular Science, Part B*, 8(1-2):127–156. (citation aux pages v et 16)
- [Puck, 1996] PUCK, A. (1996). Festigkeitsanalyse von fasern-matrix-laminaten : Modelle für die praxis. (en allemand). (citation aux pages viii, 90 et 92)
- [Puffr et Lebenda, 1967] PUFFR, R. et LEBENDA, J. (1967). On the structure and properties of polyamides. xxvii. the mechanism of water sorption in polyamides. *Journal of Polymer Science Part C : Polymer Symposia*, 16(1):79–93. (citation à la page 17)
- [Rabemanjara, 2015] RABEMANJARA, L. (2015). *Etude de l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse à l'indentation des matériaux polymères*. Thèse de doctorat, Université de Rennes 1. (citation à la page 49)
- [Raghavan, 1996] RAGHAVAN, J. (1996). Time-dependant damage in carbon fibre-reinforced polymer composites. *Composite Part A*, 27A:1223–1227. (citation à la page 49)
- [Regrain *et al.*, 2009] REGRAIN, C., LAIARINANDRASANA, L., TOILLON, S. et SAÏ, K. (2009). Multi-mechanism models for semi-crystalline polymer : Constitutive relations and finite element implementation. *International Journal of Plasticity*, 25:1259 – 1279. (citation à la page 18)
- [Reifsnider, 1977] REIFSNIDER, K. (1977). Some fundamental aspects of fatigue and fracture response of composites materials. In *Proceedings of 14th meeting of society of engineering science*, pages 373 – 384. (citation à la page 20)
- [Renard *et al.*, 1990] RENARD, J., FAVRE, J.-P. et JEGGY, T. (1990). Modélisation de la fissuration transverse dans les stratifiés carbone-résine à l'aide d'une description physique du défaut. In *JNC 7*, pages 643 – 653, Lyon. (citation aux pages 20 et 21)
- [Renard et Thionnet, 2005] RENARD, J. et THIONNET, A. (2005). Damage in composites : From physical mechanisms to modelling. *Composite Sciences and Technology*, 66:642–646. (citation aux pages 21 et 113)
- [R'Mili *et al.*, 2011] R'MILI, M., GODIN, N. et LAMON, J. (2011). Etude de la propagation sous critique dans les fibres de verre par relaxation de la charge. In *17ème Journée Nationnales sur les Composites*, JNC 17, page 134. AMAC. (citation à la page 13)

- [Roirand *et al.*, 2017] ROIRAND, Q., MISSOUM-BENZIANE, D., THIONNET, A. et LAIARINANDRASANA, L. (2017). Finite element modelling of woven composite failure modes at the mesoscopic scale : deterministic versus stochastic approaches. *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, pages 1–12. (citation à la page 86)
- [Ryou et Chung, 2009] RYOU, H. et CHUNG, K. (2009). Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications part ii : Numerical formulation and verification. *Composite Sciences and Technology*, 69:292–299. (citation aux pages 76 et 115)
- [Ryou *et al.*, 2007] RYOU, H., CHUNG, K. et YU, W.-R. (2007). Constitutive modelling of woven composites considering asymmetric/anisotropic, rate dependent, and nonlinear behavior. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38:2500–2510. (citation à la page 115)
- [Schaefer *et al.*, 2014] SCHAEFER, J., WERNER, B. et DANIEL, I. (2014). Strain-rate-dependant failure of a toughened matrix composite. *Experimental Mechanics*. (citation aux pages viii et 93)
- [Shokrieh et Omid, 2008] SHOKRIEH, M. M. et OMIDI, M. J. (2008). Tension behavior of unidirectional glass/epoxy composites under different strain rates. *Composite Structures*, 88:595–601. (citation aux pages 47 et 51)
- [Shokrieh et Omid, 2009a] SHOKRIEH, M. M. et OMIDI, M. J. (2009a). Compressive response of glass-fiber reinforced polymeric composites to increasing compressive strain rates. *Composites Structures*, 89(4):517–523. (citation à la page 51)
- [Shokrieh et Omid, 2009b] SHOKRIEH, M. M. et OMIDI, M. J. (2009b). Investigation of strain rate effects on in-plane shear properties of glass/epoxy composites. *Composite Structures*, 91:95–102. (citation à la page 51)
- [Shrotiya et Sottos, 2004] SHROTIYA, P. et SOTTOS, N. (2004). Viscoelastic response of woven composites substrates. *Composites Sciences and Technology*, 65:621 – 634. (citation à la page 23)
- [Simo et Taylor, 1985] SIMO, J. et TAYLOR, R. (1985). Consistent tangent operators for rate independent elastoplasticity. *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, 48:101–118. (citation à la page 129)
- [Spathis et Kontou, 2004] SPATHIS, G. et KONTOU, E. (2004). Non-linear viscoplastic behavior of fiber reinforced polymer composites. *Composites Sciences and Technology*, 64:2333–2340. (citation à la page 76)
- [Starkweather *et al.*, 1984] STARKWEATHER, H. W., ZOLLER, P. et JONES, G. A. (1984). The heat of fusion of 66 nylon. *Journal of Polymer Science : Polymer Physics Edition*, 22(9):1615–1621. (citation à la page 16)
- [Sun, 2000] SUN, C. (2000). *Comprehensive composites materials*. Elsevier Science. (citation à la page 92)
- [Talreja, 1985] TALREJA, R. (1985). Transverse cracking and stiffness reduction in composite laminates. *Journal of Composites Materials*, 4:355–375. (citation aux pages 20 et 106)
- [Taniguchi *et al.*, 2007] TANIGUCHI, N., NISHIWAKI, T. et KAWADA, H. (2007). Tensile strength of unidirectional cfrp laminate under high strain rate. *Advanced Composite Materials*, 16(2):167–180. (citation à la page 51)

Bibliographie

- [Thionnet, 1991] THIONNET, A. (1991). *Prevision de l'endommagement sous chargement quasi-statiques et cycliques des structures composites stratifiees*. Thèse de doctorat, Université Paris 6. (citation à la page 107)
- [Thionnet et al., 2003a] THIONNET, A., MARTIN, C. et BARRADAS, S. (2003a). *Mecanique et comportement des milieux continus, Tome 1 : Concept generaux*. (citation à la page 95)
- [Thionnet et al., 2003b] THIONNET, A., MARTIN, C. et BARRADAS, S. (2003b). *Mecanique et comportement des milieux continus, Tome 2 : Applications et theorie des invariants*. (citation à la page 106)
- [Thionnet et Renard, 1993] THIONNET, A. et RENARD, J. (1993). Meso-macro approach to transverse cracking in laminated composites using talreja's model. *Composites Engineering*, 3(9):851–871. (citation aux pages 20 et 106)
- [Thionnet et Renard, 1999] THIONNET, A. et RENARD, J. (1999). Modelling unilateral damage effect in strongly anisotropic materials by the introduction of the loading mode in damage mechanics. *International Journal of Solids and Structures*, 36:4269 – 4287. (citation à la page 21)
- [Thionnet et al., 2016] THIONNET, A., TRABELSI, W., ROIRAND, Q., BUNSELL, A. R. et LAIARINANDRASANA, L. (2016). Modelling of failure of woven composites. part 1 : Nomenclature defining the interzone concept. *Applied Composite Materials*, 23(4):659–679. (citation à la page 86)
- [Thomason et al., 2016] THOMASON, J., JENKINS, P. et YANG, L. (2016). Glass fibre strength – a review with relation to composite recycling. *Fibers*, 4(18). (citation à la page 13)
- [Todo et al., 2000] TODO, M., TAKAHASHI, K., BEGUELIN, P. et HENNING KAUSCH, H. (2000). Strain-rate dependece of tensile fracture behavior of woven-cloth reinforced polyamide composites. *Composite Sciences and Technology*, 60:763–771. (citation à la page 47)
- [Trabelsi, 2013] TRABELSI, W. (2013). *Multiscale experimental and modelling apapproach to predict the failure of a textile composite*. Thèse de doctorat, ENSMP. (citation à la page 86)
- [Trotignon et al., 1996] TROTIGNON, J., VERDU, J. et DOBRACGINSKY, A. (1996). *Matières plastiques, structures - propriétés, mise en oeuvre, normalisation*. Paris. (citation aux pages v et 17)
- [Truesdell et Toupin, 1960] TRUESDELL, C. et TOUPIN, R. (1960). *The classical field theories*. Springer. (citation à la page 97)
- [Tsai et Wu, 1971] TSAI, S. et WU, E. (1971). A general theroy for anisotropic materials. *Journal of Composites Materials*, 5:58–80. (citation aux pages 87 et 89)
- [Verpoest et Lomov, 2005] VERPOEST, I. et LOMOV, S. V. (2005). Virtual textile composites software wisetex : Intergration with micro-mechanical, permeability and structural analysis. *Composites Sciences and Technology*, 65:2562 – 2574. (citation à la page 86)
- [Wollbrett-Blitz, 2015] WOLLBRETT-BLITZ, J. (2015). *Comportement mécanique longitudinal et transverse, micro-mécanismes de déformation et effets de la température sur la fibre de Kevlar 29*. Thèse de doctorat, Centre des Matériaux - Mines ParisTech. (citation à la page 12)
- [Xiao, 2008] XIAO, X. (2008). Dynamic tensile testing of plastic materials. *Polymer Testing*, 27:164–178. (citation aux pages vi, 46 et 47)
- [Youn et Kanimura, 1984] YOUN, B. et KANIMURA, K. (1984). Accumulation de l'endommagement dans les matériaux composites sous sollicitation de fatigue et de fluage. In PLURALIS, éditeur : *Compte rendu des JNC*, volume 4, pages 353 – 369. (citation à la page 21)

[Zhu *et al.*, 2010] ZHU, D., RAJAN, S., MOBAHER, B., PELED, A. et MIGNOLET, M. (2010). Modal analysis of a servo-hydraulic high speed machine and its application to dynamic tensile testing at an interediate strain rate. *Experimental Mechanics*. (citation à la page 47)

Résumé

Contraint de respecter les réglementations environnementales concernant les émissions de CO₂, les industriels du secteur automobile se doivent de lever certains verrous technologiques associés à l'allègement des structures au sein de leur véhicule. L'introduction des matériaux composites dans le développement et la production de pièces structurantes est envisagée comme étant une des solutions les plus efficaces à moyen et long terme. L'optimisation des coûts matière, caractéristique de cette industrie de masse, nécessite de maîtriser le comportement physique de matériaux composites à matrice thermoplastique et à fibres de verre continues tissées. En termes de coût et de variétés d'applications, ces derniers sont considérés aujourd'hui comme une alternative pertinente aux onéreux composites utilisés dans l'aéronautique. Un renfort de porte pour crash latéral a été ainsi développé et les travaux présentés dans cette thèse sont une contribution à la compréhension, la caractérisation et à la prédiction numérique du comportement jusqu'à rupture de cette pièce, qui lors d'un crash est soumise à de forts gradients de vitesses. Au regard de l'absence de normalisation ou de consensus liés aux essais dynamiques sur matériaux composites, nous proposons une procédure expérimentale robuste, garantissant la représentativité de la caractérisation du comportement sur un spectre de vitesses quasi-statiques et dynamiques. La validation des étapes de la procédure et l'utilisation d'un montage d'essais dynamiques développé dans ces travaux permettent d'aboutir à une base de données riche, et utile à une procédure d'identification des paramètres d'un modèle phénoménologique prenant en compte l'influence de la vitesse sur l'évolution des phénomènes dissipatifs jusqu'à rupture. Fort d'une identification majoritairement directe, la précision de la réponse numérique issue de la loi de comportement identifiée est évaluée et validée à l'aide de calculs de structures faisant intervenir d'importants gradients matériels et structurels.

Mots-clés

Composites, essais dynamiques, effets de vitesses, calculs de structures

Abstract

Car manufacturers are looking for solutions to lighten their vehicles in order to meet pollutant emission requirements - for thermal engines - or to extend their range - for electric vehicles. Composite materials, among other solutions, offer excellent strength and durability. However increased per unit cost and manufacturing time are among the main drawbacks material producers have to overcome in order to make composite solutions viable for mass-market production. In that prospect, woven glass fibers and thermoplastic matrices respectively are more serious contenders than aeronautic-grade composites. The objective application is a door reinforcement module, whose main function is to act as a safety net, adding its own stiffness and strength to that of the steel door and preventing any foreign object from entering the passenger compartment. A main preoccupation is therefore the constitutive behavior of that material under strain rates varying from 10^{-3} s^{-1} to approximately 50 s^{-1} . The study objective is to develop a physically-based constitutive law modelling in order to take into account strain-rate sensitivity on behavior. A new and consistent experimental procedure aiming at capturing the influence of speed solicitation on non-linear internal mechanisms is developed and allows identifying non-linear constitutive law parameters over a wide range of strain rates until failure. Resulting mainly from direct evaluations and direct identification procedure, the accuracy of the implemented constitutive law is guaranteed through numerical computations involving effects of material and structural heterogeneities.

Keywords

Composite materials, dynamic testing, strain-rate dependency, structural computation