



**HAL**  
open science

# Caractérisation des mécanismes d'endommagement et modélisation du comportement mécanique sous chargements multi-axiaux de tubes composites SiC/SiC

Fabien Bernachy-Barbé

## ► To cite this version:

Fabien Bernachy-Barbé. Caractérisation des mécanismes d'endommagement et modélisation du comportement mécanique sous chargements multi-axiaux de tubes composites SiC/SiC. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014. Français. NNT: 2014ENMP0031 . tel-01139361

**HAL Id: tel-01139361**

**<https://pastel.hal.science/tel-01139361>**

Submitted on 4 Apr 2015

**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.

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

**Doctorat ParisTech**

**T H È S E**

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris**

**Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Fabien BERNACHY-BARBÉ**

le 3 octobre 2014

**Caractérisation des mécanismes d'endommagement et modélisation  
du comportement mécanique sous chargements multi-axiaux de  
tubes composites SiC/SiC**

Directeur de thèse : **Jérôme Crépin**

Co-encadrement de la thèse : **Lionel Gélébart, Michel Bornert**

**Jury**

**M. Pierre LADÉVEZE**, Professeur, LMT-Cachan, ENS Cachan

**M. Éric MARTIN**, Professeur, LCTS, Université Bordeaux I

**M. Djimedo KONDO**, Professeur, Institut Jean le Rond d'Alembert, Université Paris VI

**M. François HILD**, Professeur, LMT-Cachan, ENS Cachan

**M. Jean-François MAIRE**, Directeur du département DMSC, ONERA

**M. Lionel GÉLÉBART**, Ingénieur-chercheur, CEA Saclay

**M. Michel BORNERT**, Ingénieur en Chef des Ponts, Eaux et Forêts, Lab. Navier, École des Ponts ParisTech

**M. Jérôme CRÉPIN**, Maître de recherches, Centre des Matériaux, Mines ParisTech

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Examineur  
Directeur de thèse

**T  
H  
È  
S  
E**

**MINES ParisTech**

**Centre des Matériaux**

CNRS UMR 7633, BP 87, F-91003 Evry



## Remerciements

Je dois tout d'abord commencer par adresser mes plus sincères remerciements à ma trinité d'encadrants, que beaucoup pourraient m'envier ! Tout d'abord Lionel GÉLÉBART, non seulement pour avoir proposé ce sujet, mais surtout pour sa disponibilité au cours de ces trois années passées en voisins. Son exigence et sa bonne humeur ont été essentiels, en particulier lorsque tout ne fonctionne pas comme prévu... Je remercie bien sûr Michel BORNERT, pour son regard critique et constructif. Enfin, je remercie Jérôme CRÉPIN pour la direction de cette thèse ; le recul qu'il a pu apporter a été très précieux.

J'aimerais ensuite remercier les membres du jury pour l'enthousiasme avec lequel ils ont accepté d'évaluer ces travaux. Toute ma gratitude va aux professeurs Djimedo KONDO et Éric MARTIN pour tout le temps qu'ils ont consacré à rapporter ce manuscrit. J'adresse tous mes remerciements à Jean-François MAIRE et au professeur François HILD pour leur participation à ce jury ainsi qu'au professeur Pierre LADÉVEZE pour l'honneur qu'il m'a fait de le présider.

Je me dois maintenant de remercier tous les permanents du Service de Recherches Métallurgiques Appliquées, avec en premier lieu Philippe CHAPELOT, chef du SRMA, et Laetitia NICOLAS, chef du LC2M, pour leur accueil au sein du laboratoire. Je remercie Cédric SAUDER pour l'élaboration des composites et son aide apportée à de nombreuses occasions. Je remercie aussi très chaleureusement Christel CAËS pour ces très agréables semaines passées à rompre des éprouvettes... Ma gratitude va également à Didier BOSSU pour sa constante disponibilité. Je m'arrête ici car je ne peux (sauf à inclure la totalité de l'organigramme) citer les noms de tous ceux qui m'ont aidé ou conseillé à un moment ou un autre. Ils sont ici remerciés.

Ces trois années auraient été bien tristes sans les locataires, voisins, amis et relations du bureau 24F ! Parmi eux, mon digne successeur Yang, mon cher compagnon d'armes Juan (sans oublier son chef, Aurélien), Franck, James et Éric, Nesrine et la *coffee team* du LA2M... Je ne peux pas ne pas remercier également au passage Camille CHATEAU pour avoir ouvert la voie, et pour la réalisation des tomographies. Enfin, j'adresse également une pensée aux stagiaires tels que Pierre, Nicolas, Romain et Claire, qui ont tous contribué à faire avancer significativement le schmilblick.

Je souhaite également exprimer toute ma gratitude aux membres du Centre des Matériaux, dont Konaly SAR pour les tâches administratives... J'ai passé plus de temps à Évry au cours de mon cursus d'ingénieur que durant ma thèse, mais je dois à beaucoup de ses chercheurs de m'avoir transmis leur goût pour les matériaux, sans lequel je n'écrirais pas ces mots aujourd'hui.

Enfin, il me reste à remercier mes proches, et avant tout ma famille, à qui j'espère pouvoir rendre un jour le dixième de ce qu'elle m'a donné. Merci enfin à mes amis, une bande de gascons et de mineurs qui se reconnaîtra, et bien sûr, Annabel.

# Table des matières

	Page
<b>I Introduction : Contexte et matériaux de l'étude</b>	<b>1</b>
I.1 Introduction générale . . . . .	2
I.1.1 Gainage des combustibles nucléaires . . . . .	2
I.1.2 Développement de combustibles innovants . . . . .	3
I.2 Matériaux de l'étude . . . . .	5
I.2.1 Description et procédés . . . . .	5
I.2.2 Analyse des composites par microtomographie X . . . . .	9
I.2.3 Comportement des composites SiC/SiC unidirectionnels . . . . .	15
I.3 Problématiques et plan de la thèse . . . . .	19
<b>II Caractérisation du comportement macroscopique sous sollicitations multi-axiales</b>	<b>23</b>
II.1 Caractérisations du comportement macroscopique de composites SiC/SiC textiles . . . . .	24
II.2 Méthodes expérimentales . . . . .	28
II.2.1 Machines d'essais et mise en place des éprouvettes . . . . .	28
II.2.2 Mesures de déformation par corrélation d'images numériques . . . . .	31
II.2.3 Évaluation des contraintes et des déformations pour le tube . . . . .	37
II.2.4 Émission acoustique . . . . .	40
II.3 Comportement en traction-pression interne du matériau de référence . . . . .	44
II.3.1 Comportement mécanique . . . . .	45
II.3.2 Limites à rupture et non-linéarité : bilan . . . . .	51
II.4 Comportement en traction-torsion du matériau de référence . . . . .	53
II.4.1 Comportement mécanique . . . . .	53
II.4.2 Limites à rupture et non-linéarité : bilan . . . . .	56
II.5 Influence de l'architecture . . . . .	57
II.5.1 Comportement mécanique . . . . .	57
II.5.2 Début de l'endommagement et rupture . . . . .	59
II.6 Essai de structure : flexion . . . . .	61
II.6.1 Comportement macroscopique . . . . .	61
II.6.2 Analyse de l'essai par corrélation d'images numériques . . . . .	62
II.7 Conclusions sur la base expérimentale obtenue . . . . .	65
<b>III Analyse des mécanismes de déformation</b>	<b>67</b>
III.1 Mécanismes d'endommagement des composites SiC/SiC textiles . . . . .	68
III.2 Caractérisation de l'orientation des fissures . . . . .	74
III.2.1 Endommagement en traction-pression interne-compression . . . . .	74
III.2.2 Endommagement en traction-torsion . . . . .	79
III.2.3 Observations : bilan . . . . .	85

III.3	Analyse par corrélation d'images numériques des mécanismes de déformation à l'échelle du toron . . . . .	87
III.3.1	Principe et hypothèses . . . . .	87
III.3.2	Post-traitement . . . . .	91
III.3.3	Résultats . . . . .	95
III.3.4	Conclusions . . . . .	105
III.4	Chargements complexes : comportement macroscopique et endommagement .	106
III.4.1	Endommagements indépendants : torsion alternée . . . . .	106
III.4.2	Endommagements en interaction . . . . .	108
III.4.3	Refermeture et réorientation des torons . . . . .	111
III.5	Synthèse : mécanismes de déformation . . . . .	114
<b>IV</b>	<b>Modélisation du comportement mécanique</b>	<b>117</b>
IV.1	Propriétés élastiques . . . . .	118
IV.1.1	Méthode de mesure . . . . .	118
IV.1.2	Architecture de référence . . . . .	120
IV.1.3	Autres architectures . . . . .	121
IV.2	Modèles macroscopiques du comportement des composites SiC/SiC . . . . .	123
IV.3	Élaboration d'une loi de comportement . . . . .	126
IV.3.1	Construction du modèle . . . . .	126
IV.3.2	Identification . . . . .	132
IV.3.3	Confrontation expérience/modèle . . . . .	137
IV.3.4	Analyse détaillée de la réponse locale du modèle pour des chargements particuliers . . . . .	146
IV.4	Critères de dimensionnement . . . . .	152
IV.4.1	Rupture . . . . .	153
IV.4.2	Entrée en endommagement . . . . .	153
IV.4.3	Critères identifiés et variables d'endommagement . . . . .	154
IV.5	Bilan sur la modélisation . . . . .	156
	<b>Conclusions générales et perspectives</b>	<b>159</b>
	<b>Annexes</b>	<b>163</b>
A	Validation a posteriori des dépouillements expérimentaux . . . . .	164
B	Ensemble des courbes $\sigma - \epsilon$ pour l'architecture E45-T45 . . . . .	166
C	Cinématique du composite : échelle intermédiaire . . . . .	168
C.1	Zone étudiée . . . . .	168
C.2	Résultats . . . . .	168
C.3	Conclusions . . . . .	172
D	Flexion sur tube 200 mm . . . . .	173
	<b>Bibliographie</b>	<b>175</b>



# Chapitre I

## Introduction : Contexte et matériaux de l'étude

### Sommaire

---

I.1	Introduction générale . . . . .	<b>2</b>
I.1.1	Gainage des combustibles nucléaires . . . . .	2
I.1.2	Développement de combustibles innovants . . . . .	3
I.2	Matériaux de l'étude . . . . .	<b>5</b>
I.2.1	Description et procédés . . . . .	5
I.2.2	Analyse des composites par microtomographie X . . . . .	9
I.2.3	Comportement des composites SiC/SiC unidirectionnels . . . . .	15
I.3	Problématiques et plan de la thèse . . . . .	<b>19</b>

---



## I.1 Introduction générale

### I.1.1 Gainage des combustibles nucléaires

Les matériaux de structure pour les applications nucléaires font l'objet d'une intense recherche, compte tenu des conditions de fonctionnement difficiles auxquelles ils sont soumis ainsi que des exigences de sécurité. En particulier, le gainage des combustibles constitue un composant particulièrement critique du fait de l'importance et de la diversité de ses fonctions. En premier lieu, celui-ci constitue un échangeur thermique entre le combustible et le fluide caloporteur : sa conductivité thermique doit être maximale. Il doit être transparent aux neutrons afin de ne pas provoquer de captures stériles et donc de réduire la réactivité. En tant que première barrière de confinement, le gainage doit être étanche afin d'empêcher la dissémination des produits de fission au sein du milieu primaire. Enfin, il participe à l'intégrité de la géométrie du cœur afin que celui-ci soit contrôlable et que le refroidissement soit assuré par une circulation adéquate du fluide caloporteur. L'ensemble de ces fonctions doit être assuré tout au long de la vie de la gaine du combustible, y compris lors d'éventuelles conditions accidentelles.

Les réacteurs de 4<sup>e</sup> génération, et en particulier les réacteurs rapides à caloporteur gaz (GFR - Gas-cooled Fast Reactor) ont des conditions de fonctionnement envisagées très différentes de celles des réacteurs actuels du parc français, constitué de Réacteurs à Eau Pressurisée (REP). Les températures de fonctionnement sont plus importantes (afin d'améliorer le rendement thermodynamique) et on utilise un spectre de neutrons rapides, ce qui a un impact important sur les conditions d'irradiation des matériaux. La conception de ces réacteurs en est encore à un stade très préliminaire mais de premières évaluations des situations de fonctionnement ont déjà été réalisées [Zabiégo, 2011]. A titre d'exemple, en conditions nominales de fonctionnement, les températures peuvent varier entre 400°C et 1000°C. En conditions accidentelles, les températures peuvent atteindre des niveaux de 1600°C à 2000°C de façon transitoire.

Dans ce type d'environnement, les chargements mécaniques principaux auxquels les gaines sont soumises sont de différentes natures [Zabiégo, 2011] :

- Différentiel de pression interne-externe (la pression externe est celle du caloporteur hélium, la pression interne dépend du gaz de remplissage initial et des gaz de fission produits).
- Dilatation thermique différentielle, due au gradient de température dans l'épaisseur du gainage.
- Interaction mécanique pastille-gaine (IMPG) due aux déformations du combustible (fragmentation et mise "en diablo" des pastilles combustibles).
- A ces sollicitations au sein du réacteur s'ajoute la flexion sous poids propre, chargement rencontré lors de la manutention des combustibles en dehors des assemblages.

A de telles températures, seuls les matériaux céramiques permettent d'assurer une tenue mécanique suffisante. Parmi ceux-ci, le carbure de silicium (SiC) présente de bonnes propriétés pour cette application, en particulier sous irradiation [Katoh *et al.*, 2014].

## I.1.2 Développement de combustibles innovants

Les céramiques telles que le carbure de silicium ont malheureusement, sous forme monolithique, un comportement mécanique fragile - ruptures aléatoires à de faibles niveaux de déformation - qui n'est pas envisageable pour de telles applications. Sous forme de composite à matrice céramique, elles sont susceptibles d'être tolérantes à la présence de fissures et de pouvoir atteindre des déformations à rupture significatives tout en réduisant les fluctuations de comportement macroscopique. Les composites SiC/SiC, constitués de fibres de SiC dans une matrice de SiC, sont donc des matériaux de structure envisageables pour des environnements à très haute température. Ces matériaux ont encore un nombre d'applications industrielles limitées, comme leur utilisation sous la forme d'un "liner" pour des turbines à gaz [Kimmel *et al.*, 2002]. D'autres composites à matrice SiC, mais à renfort constitué de fibres de carbone (C/SiC), sont eux utilisés pour des tuyères de moteurs d'avions militaires, et envisagés pour les chambres de combustion ou des disques de freins. Dans le contexte aérospatial, ces matériaux sont également envisagés pour différentes structures chaudes de véhicules spatiaux [Naslain, 2005].

Les composites SiC/SiC sont donc envisagés comme matériau pour le gainage d'éléments combustibles innovants. Pour une "aiguille combustible" (terme désignant un élément combustible sous forme de tube mince, par opposition à des éléments combustibles sous forme de plaques, par exemple) ceux-ci se présentent sous la forme de tubes d'environ 10 mm de diamètre et de 1 mm d'épaisseur, contenant des pastilles de combustible de forme initialement cylindrique. Le concept "sandwich", présenté en figure I.1 (brevet CEA [Zabiégo *et al.*, Février 2013]) permet d'assurer les différentes fonctions présentées ci-dessus. La différence essentielle avec les gaines des combustibles actuels vient de la présence de différentes couches ayant des fonctions séparées. Deux couches de composite SiC/SiC assurent la tenue mécanique de la gaine :

- Les couches de tressage assurent une grande partie de la fonction mécanique.
- La couche interne, d'enroulement filamentaire, permet également de satisfaire les exigences en termes de circularité et d'état de surface interne.

Entre les deux couches de composite est inséré un liner de faible épaisseur ( $< 0,1$  mm), en métal réfractaire tel que le tantale ou le niobium qui n'a pas de fonction mécanique mais qui assure l'étanchéité de la gaine (le composite n'est pas nécessairement initialement étanche et perd toute étanchéité en cas d'endommagement). Enfin, un "buffer" (joint solide poreux, proposé à base de carbone ou de carbure de silicium) constitue la couche la plus interne et permet d'assurer de multiples fonctions comme l'amélioration du transfert thermique pastille-gaine, l'accommodation des déformations du combustible ou encore le centrage des pastilles. A l'inverse des gainages actuels de réacteurs à eau pressurisée (REP) constitués d'un tube en alliage de zirconium, ces gaines de combustibles sont donc déjà des structures complexes. Cette complexité se retrouve au niveau de la fabrication, dont toutes les étapes ne sont pas encore maîtrisées. A l'heure actuelle, de premiers tubes SiC/SiC dotés d'un liner métallique et fermés aux extrémités ont été réalisés et leur étanchéité jusqu'à rupture testée avec succès.

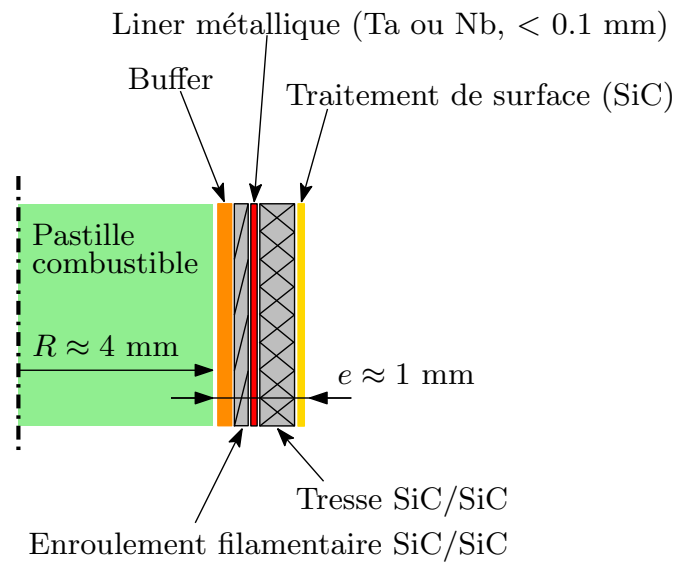


FIGURE I.1 – Concept de gainage "sandwich" pour les combustibles GFR.

En plus des réacteurs à caloporteur gaz, les composites SiC/SiC sont aussi envisagés pour d'autres applications nucléaires, comme les combustibles de réacteurs rapides à caloporteur sodium (concept privilégié au CEA pour les recherches sur les réacteurs de 4<sup>e</sup> génération avec le projet de réacteur ASTRID). Dans le contexte post-Fukushima, ces composites représentent aussi une alternative aux alliages de zirconium pour des combustibles de REP tolérants aux accidents, du fait de leur bien meilleure tenue aux très hautes températures et de leur réactivité chimique moindre en situation accidentelle [Yueh et Terrani, 2014]. Les composites à matrice céramique (CMC) sont aussi de possibles matériaux de structure pour les réacteurs de fusion [Iveković *et al.*, 2013].

## I.2 Matériaux de l'étude

On présente ici une description des matériaux utilisés dans cette étude, en particulier leur composition et leur microstructure. Les propriétés mécaniques d'un composite unidirectionnel sont également rappelées car celles-ci sont à rapprocher des propriétés élémentaires d'un fil constitutif du composite. Une étude bibliographique plus spécifique concernant les composites SiC/SiC à renfort textile sera présentée au début des chapitres suivants en rapport avec le thème traité.

### I.2.1 Description et procédés

Ces composites sont multi-échelles par nature (figure I.2) : trois d'entre elles peuvent être distinguées. Tout d'abord, l'échelle de la structure (ici tubulaire). Ces matériaux étant élaborés par des procédés textiles, l'échelle inférieure est celle des fils ("mésostructure"). Ces fils sont constitués de quelques centaines de fibres de quelques micromètres de diamètre sur lesquelles sont déposées une interphase (en pyrocarbone - PyC) et la matrice ("microstructure"). Dans cette partie, on présentera les caractéristiques essentielles du matériau étudié à ces différentes échelles.

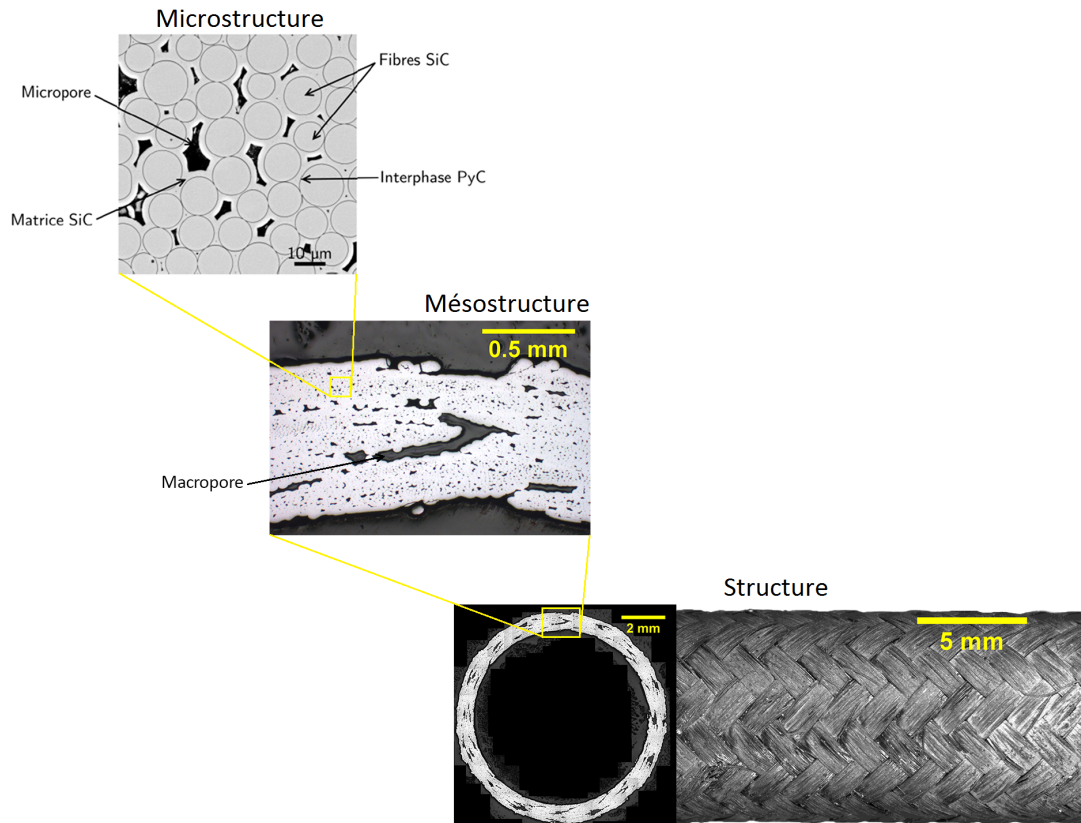


FIGURE I.2 – Caractère multi-échelles des composites SiC/SiC (image de la microstructure tirée de [Chateau, 2011]).

Les objets étudiés sont des tubes composites SiC/SiC à renfort textile similaires à la partie CMC du concept de gaine "sandwich" présenté précédemment (élaboration SRMA/LTMEx - C. Sauder). *Ces tubes ne comportent pas de liner métallique* et mesurent environ 9,6 mm

de diamètre pour 0,85 mm d'épaisseur. L'étude menée se concentre donc exclusivement sur le composite SiC/SiC, partie de la structure qui assure la fonction mécanique. La faible épaisseur du liner et sa liaison faible avec le composite laissent espérer un impact faible sur les propriétés mécaniques de l'ensemble et les essais préliminaires réalisés semblent aller dans ce sens. L'étude des propriétés des tubes "sandwich" fera l'objet de travaux futurs.

### I.2.1.1 Microstructure

**Fibres** Les fibres constituant le renfort des matériaux étudiés sont de type Hi-Nicalon S<sup>®</sup> (NGS Advanced Fibers, Nippon Carbon), fibres de carbure de silicium de 3<sup>e</sup> génération d'un diamètre moyen de 12  $\mu\text{m}$ . Les fibres de cette génération se distinguent (de celles de 1<sup>re</sup> et 2<sup>e</sup> générations) par un module de Young supérieur, une conductivité thermique beaucoup plus élevée et un coefficient de dilatation thermique plus proche de celui de la matrice (tableau I.1). Du fait d'améliorations des procédés de fabrication, cette génération de fibres se différencie également des précédentes par une meilleure stœchiométrie et un taux de cristallinité plus élevé [Bunsell et Piant, 2006]. Ces propriétés rendent cette génération de fibres utilisable pour des applications nucléaires du fait de leur meilleure stabilité sous irradiation [Katoh *et al.*, 2014]. Une comparaison de quelques caractéristiques physiques, thermiques et mécaniques de ces fibres est présentée dans le tableau I.1. Ces fibres constituent la préforme sur laquelle l'interphase et la matrice sont déposées (figure I.3).

	Fibre	Diamètre ( $\mu\text{m}$ )	Ratio C/Si (ato- mique)	Module de Young (GPa)	Contrainte à rupture (GPa)	Cond. ther- mique (W/mK)	CDT (ppm/K à 500 °C)
1 <sup>re</sup> gén.	Nicalon 200	14	1,31	220	3,0	3,0	3,2
2 <sup>e</sup> gén.	Hi-Nicalon	12	1,39	270	2,8	7,8	3,5
3 <sup>e</sup> gén.	Hi-Nicalon S	12	1,05	420	2,6	18,4	5,1
	Tyranno SA3	7,5	1,07	375	2,8	65	4,5
Matrice (SiC $\beta$ pur)		-	1,0	450	-	$\approx$ 400	3,9-4,5

TABLEAU I.1 – Caractéristiques de quelques fibres SiC et du SiC  $\beta$  (extraites de [Bunsell et Piant, 2006] et [Katoh *et al.*, 2014]). CDT désigne le Coefficient de Dilatation Thermique ; à l'exception de celui-ci les autres caractéristiques sont données à température ambiante. Ces matériaux étant fragiles, les contraintes à rupture dépendent de la taille de l'échantillon. Les valeurs données correspondent à la valeur moyenne pour une longueur de fibre de 25 mm.

Les fibres Tyranno SA3<sup>®</sup> (Ube Industries), autres fibres de 3<sup>e</sup> génération (diamètre moyen 7  $\mu\text{m}$ ), ont une conductivité thermique et une stabilité aux très hautes températures plus élevées que les fibres Hi-Nicalon S, ce qui les rend préférables en tant que renfort du gainage combustible. Cependant, leurs propriétés de surface, en particulier leur rugosité plus élevée [Sauder *et al.*, 2010] et leur chimie de surface différente de celle des fibres Hi-Nicalon S confèrent aux composites des propriétés mécaniques inférieures (déformations à rupture réduites). Ceci s'explique par un couplage fibre/matrice plus fort [Buet *et al.*, 2012]. Des travaux sont actuellement en cours au CEA afin d'optimiser les propriétés de surface de ces

fibres. Enfin, du fait de la présence d'éléments indésirables, tels que le bore, les autres fibres récentes ne sont pas considérées pour ce type d'applications.

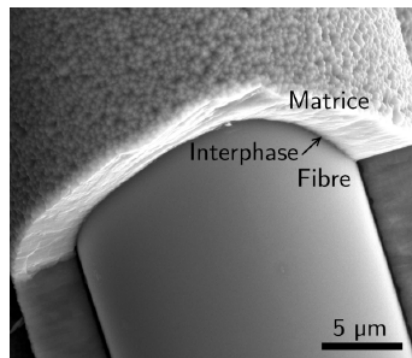


FIGURE I.3 – Micrographie MEB-FEG d'une fibre Hi-Nicalon S au sein d'un composite SiC/SiC (image tirée de [Chateau, 2011]).

**Interphase** Après la fabrication de la préforme fibreuse, l'interphase est déposée par le procédé d'infiltration chimique en phase vapeur (CVI - Chemical Vapor Infiltration) [Naslain, 2004]. Dans notre cas cette interphase est un film mince (environ 100 nm) de pyrocarbone (PyC) qui assure un couplage mécanique adéquat entre les fibres et la matrice. L'interphase est au cœur du concept de composite à matrice céramique : son rôle est de dévier les fissures à l'interface fibre/matrice. Cette interphase est essentiellement un matériau à faible rigidité, faible résistance au cisaillement, adhérent aux fibres [Naslain, 1998]. La contrainte de cisaillement interfaciale (caractérisant la force de la liaison) doit être optimisée de façon à n'être ni trop forte, ni trop faible [Evans et Marshall, 1989; Naslain, 1993; Sauder *et al.*, 2012]. Une liaison fibre/matrice trop forte aura pour conséquence un comportement fragile du composite, les fissures n'étant pas déviées à l'interface mais propageant à travers les fibres. Dans le cas d'une liaison fibre/matrice trop faible, la matrice fissure rapidement et les fibres reprennent seules la charge : les contraintes à rupture atteintes sont réduites.

**Matrice** La matrice permet le transfert de charge au sein du matériau, et protège l'interphase ainsi que les fibres de l'environnement. Elle est déposée, toujours par infiltration chimique en phase vapeur, à partir du précurseur méthyltrichlorosilane (MTS). Lors de la consolidation par CVI, la matrice se dépose à la surface de la préforme fibreuse, laissant une porosité importante, de forme complexe, à mesure que le matériau se densifie et que les chemins d'accès du gaz s'obstruent. Cette porosité est appelée "microporosité" et sa taille est inférieure à celle des fibres. Elle n'est pas homogène au sein du matériau : les régions proches de la surface sont moins poreuses qu'à cœur. Une porosité de taille inférieure au toron (appelée "macroporosité") demeure dans les espaces inter-torons, sa taille et sa forme dépendant principalement de l'architecture choisie. Elle provient des espaces importants entre les torons qui ne sont pas "remplis" intégralement. Les valeurs de coefficient de dilatation thermique entre la matrice et les fibres étant proches (tableau I.1) : il en découle que *le composite n'est pas initialement endommagé du fait du procédé de fabrication*, à l'inverse d'autres CMC [Lamouroux *et al.*, 1995].

Si l'interphase est uniquement réalisable par le procédé CVI (très faible épaisseur et excellente régularité requises), la matrice peut être élaborée par d'autres procédés. Toutefois,

pour les applications nucléaires, une haute pureté de la matrice est requise. Le procédé CVI, malgré l'existence de porosité résiduelle et les longues durées de densification, est le procédé retenu par le CEA, ayant permis l'élaboration des objets les plus aboutis.

### I.2.1.2 Mésostructure : architecture du renfort fibreux

La préforme fibreuse peut être créée suivant divers procédés. Des torons (ou fils, ces termes étant utilisés de manière interchangeable) contenant ici 500 fibres sont assemblés de façon à former un textile ayant approximativement la géométrie de la pièce finale. Le choix de l'architecture dépend principalement des caractéristiques thermo-mécaniques et d'état de surface souhaitées. Beaucoup de degrés de liberté permettent de définir cette architecture. Parmi ceux-ci, on peut notamment choisir :

- Le type de procédé de mise en forme (enroulement filamentaire, tissage, tressage),
- Le type de motif employé,
- La géométrie des fils employés,
- L'angle des fils,
- L'empilement de couches pouvant être obtenu en faisant varier les paramètres précédents. La position relative des couches est un paramètre non maîtrisé (voir I.2.2.3)

Tous les tubes étudiés ici ont la même structure multi-couches, avec trois couches. La couche interne est une couche d'enroulement filamentaire (EF) ; les couches intermédiaire et externe sont deux couches de tressage 2D.

L'une des architectures, appelée "architecture de référence", fera l'objet d'une caractérisation approfondie. Ses couches de tressage et d'enroulement filamentaire sont à 45° relativement à l'axe du tube. Celle-ci est donc désignée E45-T45. Trois autres architectures différentes seront étudiées afin d'apporter de premières données sur l'influence des angles de couches sur les propriétés mécaniques. Celles-ci sont présentées dans le tableau I.2. Seuls les angles de tressage ou d'enroulement filamentaire varient d'une architecture à l'autre, les autres paramètres étant inchangés. Du fait de ces angles de couches à 45°, l'architecture de référence est certainement celle dont les propriétés mécaniques sont les moins anisotropes.

Nom	Angle d'EF	Angle de tressage
E45-T45	±45°	±45°
E45-T60	±45°	±60°
E30-T45	±30°	±45°
E70-T45	±70°	±45°

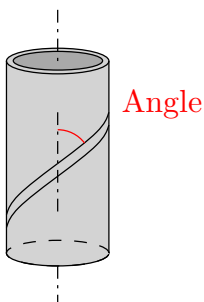


TABLEAU I.2 – Liste des architectures étudiées (les angles sont mesurés par rapport à l'axe du tube).

L'enroulement filamentaire est un procédé simple consistant à enrouler directement des fils sur un mandrin ayant la forme de la structure souhaitée (ici cylindrique de révolution). Il s'agit d'un procédé relativement lent qui n'est envisagé que pour la couche interne des

tubes. Cette technique permet d'obtenir des composites ayant une faible porosité et dont l'état de surface "brut" est le plus régulier. Cette faible porosité induit une conductivité thermique élevée. Plusieurs motifs d'enroulement sont possibles : ils correspondent au nombre d'entrecroisements entre les fils. De croisements plus nombreux résulte une taille de motif plus petite. Les rares références bibliographiques ne s'accordent pas au sujet de l'effet du motif d'enroulement sur les propriétés mécaniques [Rousseau *et al.*, 1997; Morozov, 2006]. Des études préliminaires (non publiées) menées au CEA semblent indiquer un effet favorable d'une petite taille de motif sur les contraintes à rupture. L'enroulement filamentaire à 45° de l'architecture de référence est présenté en figure I.4.

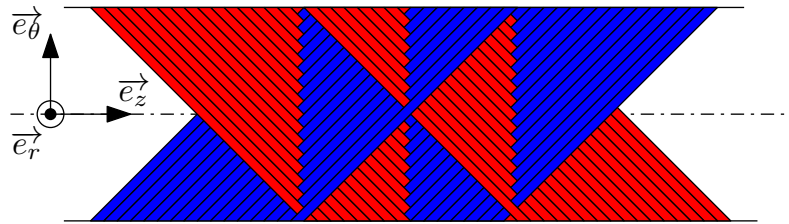


FIGURE I.4 – Motif d'enroulement filamentaire à 45° de la couche interne des tubes étudiés. Ce schéma simplifié représente le tube "déroulé". Pour son élaboration, un fil effectue 16 allers-retours le long du tube, avec un décalage d'une épaisseur de fil à chaque passage.

Le tressage est une technique de mise en forme par entrelacement des fils. Le composite résultant a généralement des propriétés mécaniques supérieures à celles de l'enroulement filamentaire pour une même quantité de fibres et la même orientation. Plusieurs orientations différentes de fils peuvent être employées (un tressage  $ND$  possède  $N$  orientations de fils). Un tressage 2D, tel que celui considéré ici, possède une fraction de porosité plus faible que les tressages ayant plus d'orientations de fils et donc potentiellement une conductivité thermique supérieure. Le tressage à 45° des tubes de notre architecture de référence est présenté en figure I.5. À noter également qu'il existe des tressages 2D dits "interlock", munis de fils qui traversent les différentes couches afin d'améliorer les propriétés hors-plan (délaminage par exemple). Les propriétés mécaniques de tels tubes ont été récemment caractérisées [Rohmer, 2013].

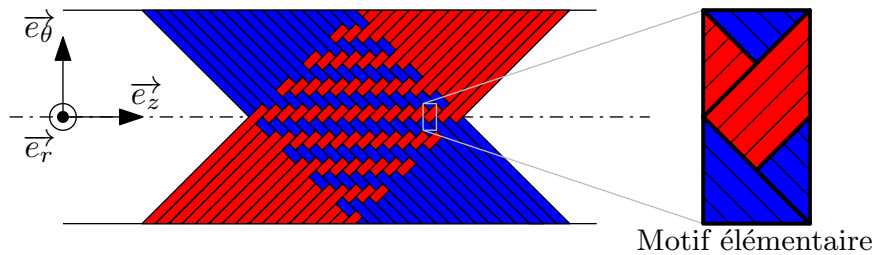


FIGURE I.5 – Motif de tressage 2D à 45° des tubes étudiés. Le schéma représente le tube "déroulé" avec 16 fils dans chaque direction (non représentatif du procédé) et le motif élémentaire.

### I.2.2 Analyse des composites par microtomographie X

Les techniques de tomographie permettent d'imager en volume un échantillon, en se basant sur l'interaction d'un rayonnement avec la matière. Cette interaction est ici l'ab-



sorption des rayons X. L'échantillon étudié est placé entre une source de rayons X et un détecteur. L'émission de la source étant constante, la mesure du rayonnement transmis à travers l'échantillon donne directement un "coefficient d'atténuation" intégré le long du parcours du rayonnement. Ce coefficient d'atténuation est relié à la masse volumique et au numéro atomique des éléments de l'objet étudié [Baruchel *et al.*, 2000]. La principale difficulté consiste alors à reconstituer la distribution spatiale de ce coefficient d'atténuation au sein de l'échantillon (la tomographie), à partir de différentes projections (les radiographies). Cette opération - une transformée de Radon inverse - peut être réalisée en pratique de façon approchée si l'on dispose de radiographies pour suffisamment de positions angulaires de l'échantillon. Des algorithmes spécifiques sont mis alors en œuvre pour cette opération de reconstruction [Kak et Slaney, 1988].

Cette technique est utilisée de manière courante pour caractériser précisément la microstructure des CMC (par exemple [Bale *et al.*, 2012]). Les quatre architectures différentes considérées dans cette étude ont fait l'objet d'une caractérisation par microtomographie X. Celle-ci va permettre de visualiser le matériau à cœur et de caractériser notamment sa porosité. La macroporosité est en effet inégalement répartie au sein du matériau et présente une certaine variabilité due au procédé d'élaboration. Une étude statistique de cette variabilité exigerait l'analyse d'un nombre représentatif d'échantillons (potentiellement élevé). On se propose toutefois d'examiner cette variabilité sur quelques tubes.

### I.2.2.1 Acquisition

Les tomographies ont été réalisées sur la plateforme de microtomographie installée au Laboratoire Navier de l'École des Ponts ParisTech (image I.6). Cet instrument polyvalent permet de travailler depuis des échantillons de petite taille, à haute résolution (résolution minimale 0,25  $\mu\text{m}$ ) jusqu'à des échantillons d'une dizaine de centimètres (résolution de plusieurs dizaines de micromètres). On présente ici des résultats obtenus précédemment sur l'architecture de référence, au cours du stage de Pham [Pham, 2011], complétés par des résultats originaux sur les trois autres architectures.

Taille voxel	Énergie	Intensité	Fréquence d'acquisition	Images moyennées
5,7-6 $\mu\text{m}$	80 keV	70 $\mu\text{A}$	1 image/s	10 images

TABLEAU I.3 – Paramètres d'acquisition pour les tomographies.

Quatre tomographies sur des tubes d'architecture de référence ont été réalisées, dont une sur un tube dont la consolidation par CVI est partielle [Pham, 2011]. Les trois autres architectures ont été caractérisées par une tomographie chacune. L'imageur utilisé est de définition 1920×1560 pixels, ce qui, compte tenu du diamètre des tubes et des distances de travail utilisées correspond à une taille de voxel de 5,7  $\mu\text{m}$  pour les tomographies sur E45-T45 et 6  $\mu\text{m}$  pour les trois autres. Les paramètres d'acquisition sont détaillés dans le tableau I.3. Afin d'étudier une longueur de tube plus importante, deux acquisitions à deux positions différentes sont réalisées. Celles-ci peuvent ensuite être assemblées au cours de la reconstruction de façon transparente pour l'utilisateur.

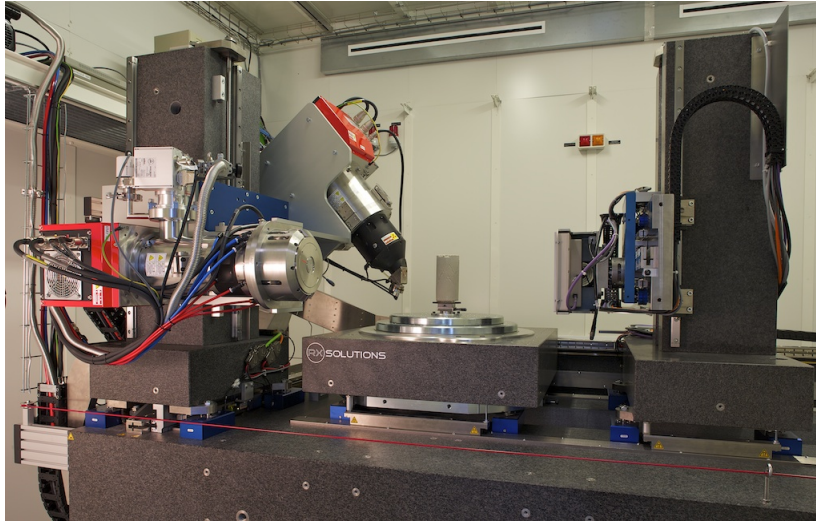


FIGURE I.6 – Microtomographe utilisé au Laboratoire Navier (Image ©Caroline Rose - École des Ponts ParisTech). L'échantillon analysé est placé au centre, sur la platine tournante (ici un cylindre d'une dizaine de centimètres), les deux sources de rayons X pouvant être utilisées sont à gauche et le détecteur à droite.

### I.2.2.2 Post-traitement

Les différentes coupes dans le plan horizontal des tubes, obtenues à l'issue de la reconstruction, sont ensuite assemblées en un unique fichier de données "3D" pouvant être utilisé pour la visualisation (format vtk). La géométrie du tube est cependant peu commode pour l'analyse car une grande partie des voxels est inutile : il y a une grande quantité de vides à l'intérieur du tube, ainsi que dans les "coins" de la boîte parallélépipédique considérée. L'analyse peut être facilitée en effectuant un paramétrage  $(r, R\theta, z)$  de la tomographie afin de se ramener à une géométrie plane (figure I.7).  $R$  correspond au rayon moyen du tube. Cette opération est réalisée en quelques étapes simples :

1. Seuillage de la tomographie, afin "d'extraire" le tube,
2. Détermination de l'axe et des dimensions moyennes du tube,
3. Définition d'une grille régulière en coordonnées  $(r, \theta, z)$  et interpolation linéaire de la tomographie sur celle-ci.

Les différentes coupes présentées par la suite sont des coupes de la tomographie "déroulée", en particulier des coupes "à 45°" permettant de suivre le parcours d'un fil. Cette coupe correspond en réalité à une section hélicoïdale du tube. Un intérêt supplémentaire de cette projection (non utilisé ici) est d'obtenir des cellules élémentaires pseudo-périodiques permettant d'effectuer des calculs d'homogénéisation sur une microstructure réelle. Une méthode sans maillage, le calcul par transformée de Fourier Rapide (FFT - Fast Fourier Transform)[Moulinec et Suquet, 1998] permet en effet de résoudre un problème mécanique sur une cellule élémentaire (découpée en voxels) avec des conditions aux limites périodiques. Des simulations du comportement élastique de l'architecture E45-T45 ont déjà été entreprises [Lestringant, 2011] et seront utilisées et comparées aux valeurs expérimentales au chapitre IV.1.2.

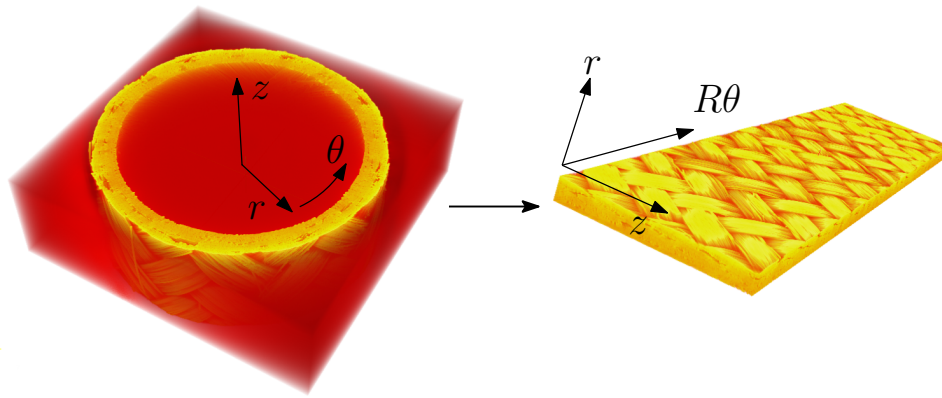


FIGURE I.7 – Illustration du passage de la géométrie cylindrique à la géométrie plane : les zones rouges en transparence correspondent aux zones de vide. Seule la moitié supérieure de la tomographie est représentée.

### I.2.2.3 Analyse de la porosité

On présente ici des résultats concernant la porosité et sa localisation au sein du matériau. Afin d'évaluer la fraction volumique de porosité, la matière est distinguée des vides par seuillage des images. Les tomographies seuillées mettent en évidence clairement la macroporosité, mais la taille de voxel (environ  $6 \mu\text{m}$ ) est comparable à la taille des microporosités. La plupart de ces petites porosités ne sont donc pas visibles (figure I.8) et la porosité ainsi mesurée est donc probablement sous-estimée.

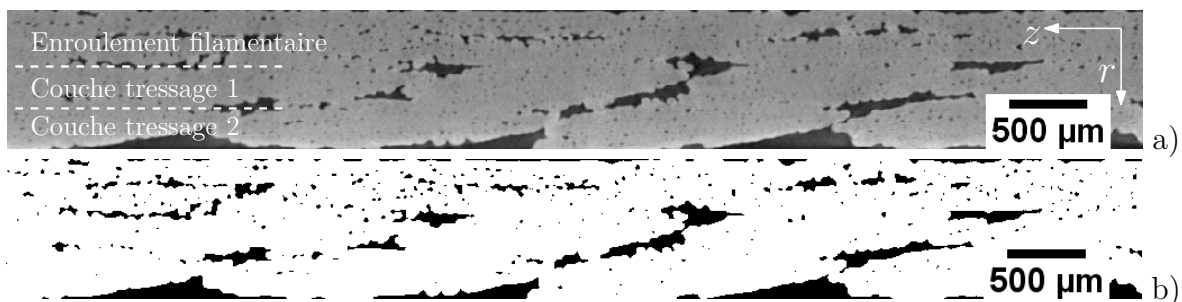


FIGURE I.8 – Coupe dans le plan de normale  $\underline{e}_\theta$  d'un tube E45-T45 a) de la tomographie brute et b) après seuillage. L'enroulement filamentaire est en haut.

**Profil radial** Le profil radial de porosité est estimé simplement à partir de la tomographie seuillée en effectuant le rapport du nombre de voxels de "vide" sur le nombre de voxels total à chaque position radiale. Cette donnée permet d'analyser de façon quantitative la localisation de la porosité dans l'épaisseur, qui est liée à la structure en trois couches de l'architecture fibreuse [Gélébart *et al.*, 2010]. La tomographie sur un matériau partiellement consolidé - donc plus poreux - permet de mettre celle-ci clairement en évidence (figure I.9 a). Le centre de la couche d'enroulement filamentaire (à  $r = 4,08 \text{ mm}$ ) est le lieu d'une porosité importante, due aux croisements entre fils à ce niveau. Une porosité comparable est visible au niveau des interfaces entre enroulement filamentaire et couche intermédiaire de tresse ( $4,21 \text{ mm}$ ) et entre les deux couches de tresse ( $4,44 \text{ mm}$ ). Une porosité plus réduite se trouve au cœur des couches de tressage ( $4,32 \text{ mm}$  et  $4,55 \text{ mm}$ ) qui sont le lieu de croisements entre les différents fils tressés.

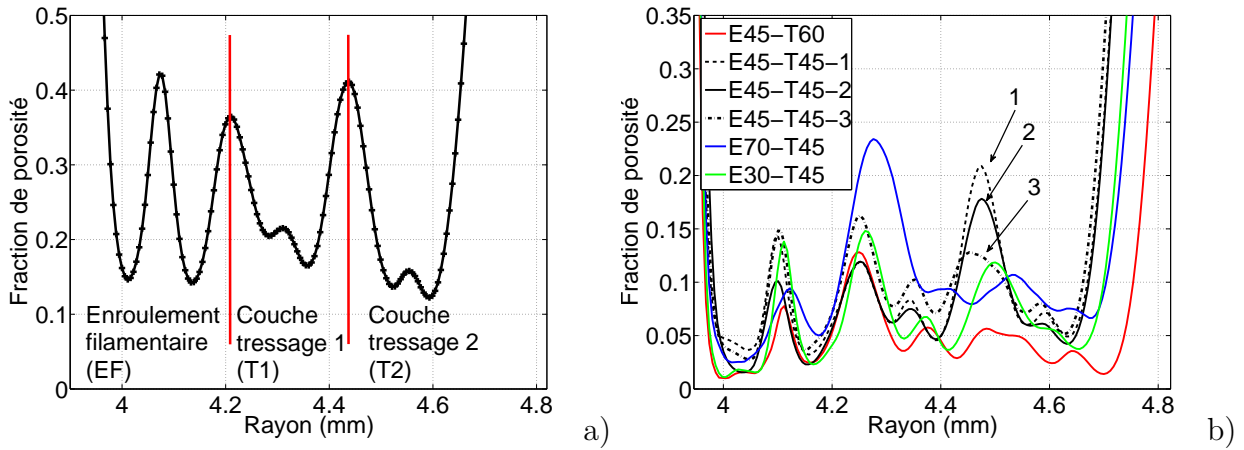


FIGURE I.9 – Profils radiaux de porosité en fonction de la position radiale. La figure a) est celle d'un tube consolidé de manière incomplète, la figure b) indique les profils des six autres tubes étudiés.

Échantillon	Fraction de porosité totale	Épaisseur EF	Épaisseur T1	Épaisseur T2
E45-T45-1	10,62 %	0,31 mm	0,22 mm	0,26 mm
E45-T45-2	10,45 %	0,30 mm	0,22 mm	0,26 mm
E45-T45-3	11,15 %	0,30 mm	0,20 mm	0,27 mm
E30-T45	9,95 %	0,31 mm	0,23 mm	0,26 mm
E70-T45	15,37 %	0,32 mm	0,25 mm	0,24 mm
E45-T60	8,26 %	0,29 mm	0,24 mm	0,32 mm

TABLEAU I.4 – Mesures de la porosité moyenne et de l'épaisseur des différentes couches pour chaque tube.

Des limites entre couches peuvent être définies au niveau des maxima de porosité. On considère que les surfaces intérieures et extérieures du tube sont atteintes à 50% de porosité. On peut alors mesurer l'épaisseur moyenne des couches (tableau I.4). L'épaisseur de la couche d'enroulement filamentaire et celle des couches de tresse sont d'épaisseurs reproductibles. La seule différence notable est l'épaisseur de la couche externe de tresse à 60°, qui est plus épaisse que les tresses à 45°.

Les différents tubes étudiés (figure I.9 b) ont des profils de porosité de forme comparables au tube non consolidé (figure I.9 a). Le tube E45-T60 présente cependant une très faible porosité entre les deux couches de tressage, signe d'un empilement compact entre celles-ci. Le tube E70-T45 présente une porosité très importante entre l'enroulement filamentaire et le tressage. Les trois tubes E45-T45 ont des profils similaires. Les porosités totales sont comprises entre 8,26 % et 15,37% avec une moyenne de 10,77% pour les tubes E45-T45 (tableau I.4). La taille d'un motif d'enroulement filamentaire étant très grande, une variabilité supplémentaire peut provenir de la position de la zone étudiée.

**Cartographie et empilement des couches** La forme, la répartition et la taille de la macroporosité dépendent principalement de l'empilement relatif des couches de tressage [Gélébart *et al.*, 2010], qui n'est pas imposé par le procédé de fabrication. Le décalage entre deux couches tressées peut être quelconque. Dans un cas unidimensionnel simple, différents

cas particuliers sont identifiés par Guillaumat [Guillaumat, 1994] : les empilements parallèle, compact, et en opposition, qui correspondent dans un cas 1D à des décalages entre les couches tressées respectivement de 0, 1/4 et 1/2 période. Ces empilements particuliers produisent des porosités de formes et de tailles bien caractéristiques. Les tubes E45-T45-1 et E45-T45-3 constituent un bon exemple d'une telle variabilité. La porosité entre les deux couches de tressage du tube E45-T45-1 est particulièrement concentrée à une position radiale ("pic" sur la figure I.9 b), alors que celle du tube E45-T45-3 est plus étalée.

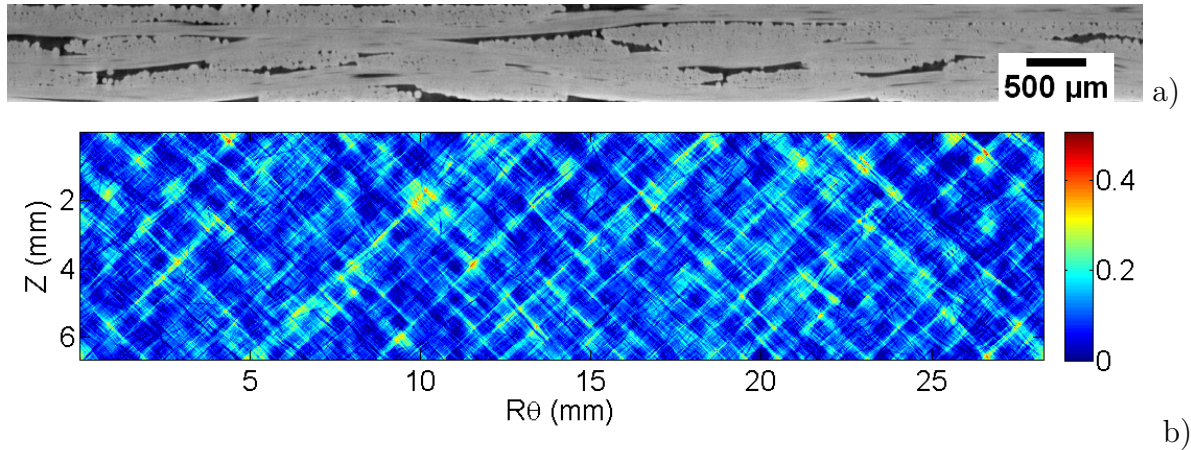


FIGURE I.10 – a) Coupe dans la direction des fils (enroulement filamentaire en haut) et b) cartographie de la fraction de porosité dans l'épaisseur pour le tube E45-T45-1.

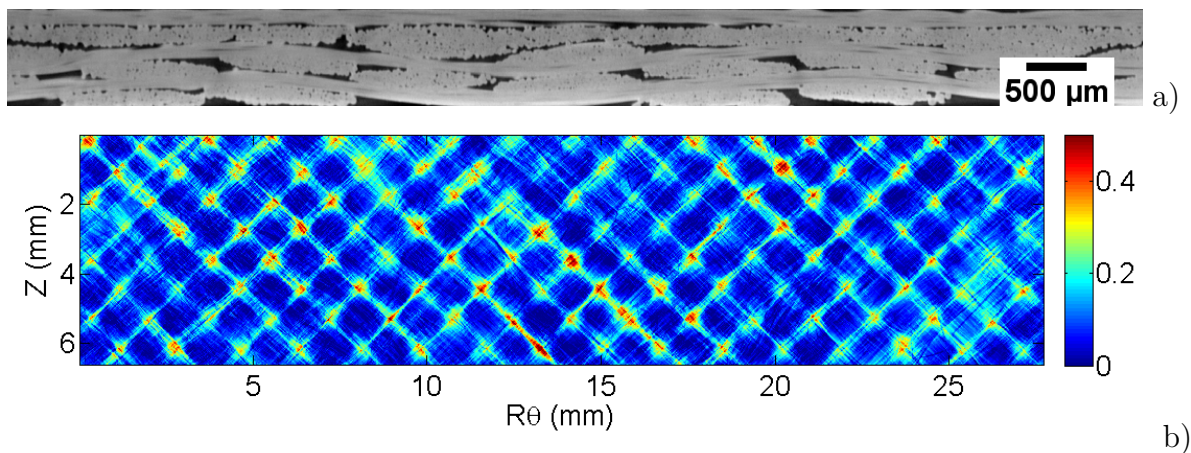


FIGURE I.11 – a) Coupe dans la direction des fils (enroulement filamentaire en haut) et b) cartographie de la fraction de porosité dans l'épaisseur pour le tube E45-T45-3.

Les profils radiaux nous renseignent sur la distribution de la porosité à travers l'épaisseur mais on peut également s'intéresser à la distribution de celle-ci dans le plan du composite, en examinant des cartographies de porosité. Celles-ci sont obtenues en calculant la fraction de porosité moyennée sur l'épaisseur, pour chaque position  $(R\theta, Z)$ . Pour le tube E45-T45-1, on constate que les dimensions dans ce plan des porosités sont importantes (figure I.10 b), alors qu'elles sont réduites dans la direction radiale (figure I.9 b). Le tube E45-T45-3 présente à l'inverse une porosité de faible extension spatiale dans le plan du composite. L'empilement entre les couches de tressage du tube E45-T45-1 (figure I.10) semble donc

plus compact que pour le tube E45-T45-3 (figure I.11). Ceci explique peut-être en partie la porosité globale plus faible du tube E45-T45-1 relativement au tube E45-T45-3. La porosité entre la couche d'enroulement filamentaire et la couche intermédiaire de tressage est aussi prise en compte dans les cartographies ici présentées et constitue certainement une source supplémentaire de variabilité. Située entre deux couches de nature différente, elle n'est pas nécessairement périodique ou d'une périodicité différente de celle de la porosité entre les couches de tressage. Il est important de mentionner que ces différents résultats sont valables pour la région des tubes étudiée. Du fait d'une petite variation de taille de motif, il n'est pas exclu que l'empilement entre les couches puisse ne pas être identique d'un côté à l'autre de la structure.

#### I.2.2.4 Conclusion

Si les mesures de porosité présentées ici ne seront pas spécifiquement utilisées pour les travaux à venir, celles-ci sont essentielles pour une description complète des matériaux étudiés. Les propriétés de la porosité, non seulement sa fraction volumique mais aussi sa forme géométrique, influent de manière importante sur les propriétés mécaniques macroscopiques. Il a été montré que la variabilité de la macroporosité entre deux couches de tressage, qui découle de l'empilement relatif des couches, induit une variabilité importante des propriétés élastiques [Gélébart *et al.*, 2010] et donc probablement du comportement non-linéaire. Cette propriété de l'architecture fibreuse (la seule qui ne soit pas imposée) explique peut-être une partie de la variabilité du comportement du matériau.

Enfin, on peut noter que la forme spécifique de la microporosité, non étudiée ici, est caractéristique du procédé CVI et a également un impact important sur les propriétés élastiques [Chateau, 2011]. Les caractéristiques générales de cette porosité "microscopique" sont cependant assez similaires d'un toron à l'autre et n'introduisent probablement pas de variabilité du comportement macroscopique à l'échelle du tube.

### I.2.3 Comportement des composites SiC/SiC unidirectionnels

Les composites SiC/SiC unidirectionnels ont une architecture ayant une unique orientation de fibres. En particulier, les minicomposites sont constitués de quelques centaines de fibres et sont très similaires à un toron d'un composite textile. Leur dimension axiale étant beaucoup plus grande que leurs dimensions transverses, ceux-ci ne peuvent être sollicités qu'en traction uniaxiale. Ces composites sont les mieux caractérisés : il s'agit du cas où les phénomènes sont les mieux compris et la simplicité de la géométrie permet des modélisations analytiques précises à partir des propriétés élémentaires des constituants (par exemple [Lissart et Lamon, 1997]). Pour cette raison, on présente ici le comportement mécanique macroscopique de ces matériaux ainsi que les mécanismes d'endommagement dont il résulte. Si les mécanismes de fissuration sont certainement plus complexes pour un composite architecturé, il est cependant intéressant de pouvoir se rattacher aux observations et modélisations menées sur ces composites "modèles".

#### I.2.3.1 Comportement macroscopique sous sollicitation uniaxiale

Ces matériaux sont initialement élastiques linéaires. Le module d'élasticité initial  $E_c$  de ces composites unidirectionnels s'obtient simplement, dans le cadre d'une modélisation 1D,

par une loi des mélanges (justifiée par la quasi-égalité des rapports de Poisson entre fibres et matrice) :

$$E_c = f_m E_m + f_f E_f \quad (\text{I.1})$$

avec  $f_m$  et  $f_f$  les fractions volumiques de matrice et de fibres et  $E_m$  et  $E_f$  leurs modules de Young.

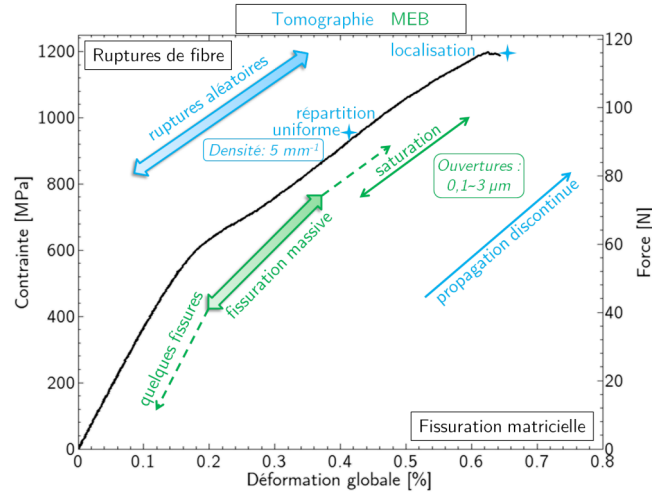


FIGURE I.12 – Courbe contrainte-déformation pour un minicomposite 1D en traction (figure tirée de [Chateau, 2011]). Les mécanismes d'endommagement et les techniques d'observation ayant permis de les mettre en évidence (MEB et tomographie) sont indiqués.

Pour les composites dont la liaison entre la fibre et la matrice est correctement optimisée, la courbe contrainte-déformation devient non-linéaire au delà d'une certaine limite. Un tel comportement (figure I.12) résulte de l'évolution des mécanismes d'endommagement [Evans et Zok, 1994; Bertrand *et al.*, 1999] :

- Dans la première phase élastique linéaire, les processus d'endommagement ne sont pas encore à l'œuvre. La limite de proportionnalité est atteinte aux alentours de 0,1% de déformation.
- La courbe de comportement est ensuite non-linéaire du fait de la multifissuration de la matrice, induisant une chute du module apparent du matériau.
- Après la saturation de l'endommagement matriciel, une seconde région linéaire provient de la déformation des fibres, qui supportent la plus grande partie de la charge.
- Les fibres les plus faibles peuvent alors rompre individuellement. La multiplication de ces ruptures de fibres individuelles peut induire une nouvelle non-linéarité de la courbe contrainte-déformation.
- Enfin, l'augmentation de la contrainte dans les fibres due aux ruptures individuelles de fibres conduit à la rupture catastrophique de l'ensemble des fibres survivantes : la rupture finale est atteinte.

Lors de l'application d'un chargement cyclé, on constate que les courbes de contrainte-déformation en charge-décharge forment des cycles d'hystérésis, caractéristiques des phénomènes dissipatifs (dans le cas présent, du frottement). La largeur de ceux-ci est liée à la force de la liaison fibre/matrice. D'éventuelles déformations résiduelles, lors d'un retour à contrainte nulle, sont dues à la refermeture partielle des fissures matricielles et aux

frottements interfaciaux.

### I.2.3.2 Mécanismes d'endommagement et modélisation

La non-linéarité dans le comportement macroscopique provient initialement de la création de fissures matricielles (voir [Evans et Zok, 1994] pour une revue bibliographique complète). La matrice est un matériau fragile dont la fissuration est aléatoire [Castelier *et al.*, 2010]. Les fissures matricielles sont déviées le long de l'interface fibre/matrice, induisant une décohésion de celle-ci (figure I.13 a). Dans la zone de décohésion, la fibre glisse avec frottement dans sa "gaine" de matrice [Hutchinson et Jensen, 1990]. Selon les modèles communément admis, la contrainte moyenne dans les fibres et la matrice en présence de fissures prend alors schématiquement la forme présentée en figure I.13 b) [Chateau *et al.*, 2014]. Les fibres reprennent l'intégralité de la charge au droit de la fissure matricielle; les propriétés de l'interface dictent l'allure du profil de contrainte dans les fibres et la matrice dans la zone de décohésion [Aveston et Kelly, 1973]. Une partie importante des modèles analytiques consiste à modéliser ce transfert de charge par frottement entre les fibres et la matrice. Après la phase de multifissuration matricielle, celle-ci finit par saturer lorsque l'espacement entre les fissures (le pas de fissuration) devient partout inférieur à la longueur de décohésion interfaciale [Curtin, 1991; Ahn et Curtin, 1997]. Selon les modèles généralement considérés, la contrainte dans la matrice ne peut en effet plus augmenter et la fissuration matricielle n'est plus possible.

Les fibres sont également des matériaux fragiles et leur ruptures présentent donc également un caractère aléatoire. La rupture de l'une d'entre elles provoque une redistribution de la charge sur les autres fibres [Lamon, 2001] (et la matrice, si celle-ci est intacte). Comme mentionné précédemment, la rupture ultime est atteinte lorsque la surcontrainte sur les autres fibres due à la rupture d'une fibre provoque une rupture "en avalanche" des fibres survivantes.

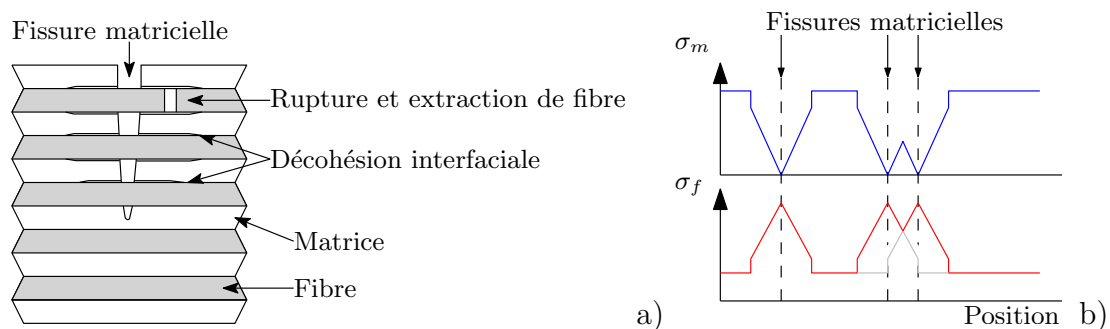


FIGURE I.13 – a) Mécanismes d'endommagement usuels dans les CMC et b) profils de contrainte moyenne dans les fibres ( $\sigma_f$ ) et la matrice ( $\sigma_m$ ) en fonction de la position en présence de fissures matricielles.

L'étude quantitative de l'endommagement des composites unidirectionnels faisant référence ici est celle de Chateau [Chateau, 2011]. Les minicomposites qui y sont considérés sont constitués d'environ 500 fibres Hi-Nicalon S et leurs interphase et matrice sont identiques à celles des tubes étudiés ici. Leur comportement peut donc être supposé assez représentatif de celui sous traction uniaxiale des torons constitutifs des tubes composites. Dans cette étude, l'endommagement a été caractérisé de façon quantitative par des essais in-situ sous



MEB [Chateau *et al.*, 2014] et par microtomographie-X [Chateau *et al.*, 2011]. Les résultats principaux de cette étude sont repris ici.

**Fissures matricielles** La plupart des fissures matricielles apparaissent, pour ces essais, aux alentours de 400 MPa (environ 0,1% de déformation), de manière perpendiculaire à l'axe du minicomposite (figure I.14 a). Leur propagation n'est pas instantanée : les caractérisations de leur géométrie dans le volume semblent indiquer que celles-ci s'amorcent en périphérie, puis propagent sur la périphérie du minicomposite et enfin propagent à cœur du matériau. La forme de ces fissures n'est pas nécessairement plane, certaines fissures observées dans ces travaux étant hélicoïdales (avec une extension dans la direction axiale de 70 à 170  $\mu\text{m}$ ), d'autres étant en escalier, ou présentant des ramifications. Les fissures apparaissent progressivement, de préférence dans la zone la moins fissurée, jusqu'à atteindre un pas de fissuration (écart entre deux fissures consécutives) assez variable, entre 200  $\mu\text{m}$  et 500  $\mu\text{m}$ .

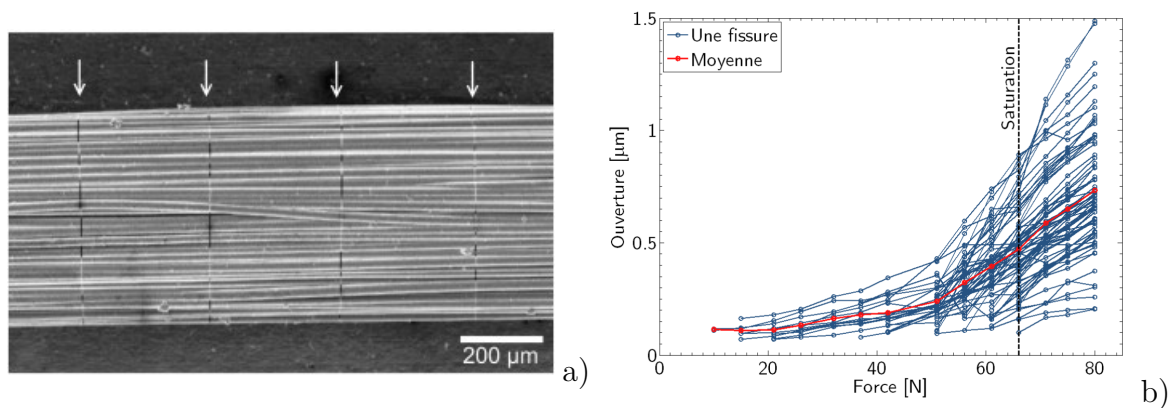


FIGURE I.14 – a) Image MEB d'un minicomposite sollicité en traction. Les flèches indiquent les fissures matricielles (image tirée de [Chateau *et al.*, 2014]). b) Ouvertures de fissures mesurées en fonction de la force appliquée (image tirée de [Chateau, 2011]).

L'ouverture des fissures (qui est responsable d'environ 80% de la déformation macroscopique en fin d'essai) a été mesurée, en fonction de la force appliquée (figure I.14 b). Pour les fissures observées, celle-ci est, à rupture, comprise entre quelques dixièmes de micromètres et 3  $\mu\text{m}$ . Un phénomène d'écrantage a été mis en évidence : les fissures semblent s'ouvrir moins lorsqu'elles sont proches d'autres fissures. Après saturation, l'ouverture a été modélisée comme une fonction affine de la force, les coefficients dépendant de la distance aux plus proches fissures voisines. L'ouverture résiduelle des fissures après décharge semble être nulle ou très faible.

**Ruptures de fibres** Les ruptures de fibres observées n'apparaissent qu'après saturation de la fissuration matricielle. La densité de ces ruptures est assez faible, aux environs de 5  $\text{mm}^{-1}$  sur la plus grande partie des échantillons. Celles-ci sont relativement homogènes, sauf à proximité de la zone de rupture du minicomposite, où elles sont beaucoup plus denses. Les fibres sont susceptibles de rompre plusieurs fois, indiquant qu'une fibre rompue en un endroit participe toujours à la reprise de la charge plus loin. Les "ouvertures de fibres" (distance entre les deux fragments d'une fibre rompue) sont de l'ordre de quelques micromètres sur la plus grande partie de l'éprouvette et peuvent atteindre quelques dizaines de micromètres au plus proche de la zone de rupture ultime.

## I.3 Problématiques et plan de la thèse

La géométrie relativement simple des composites unidirectionnels et le caractère uniaxial du chargement mécanique permettent des modélisations micromécaniques du comportement du matériau. La fissuration de la matrice, le transfert de charge entre les fibres et la matrice et les ruptures de fibre sont modélisables à partir des propriétés élémentaires des constituants [Evans et Zok, 1994]. Des essais in-situ, sous un tomographe ou un microscope électronique, permettent d'observer directement l'endommagement et de mesurer ses grandeurs caractéristiques, qui peuvent être utilisées pour l'identification des modèles [Chateau *et al.*, 2014]. A l'inverse, dans le cas de composites à renfort textile tels que ceux qui font l'objet de cette étude, un certain nombre de difficultés s'opposent à de telles approches. Du point de vue de la modélisation :

- L'architecture des matériaux textiles, constitués de fils de formes complexes, rend difficile l'établissement de modèles micromécaniques analytiques car le champ de contrainte au sein du matériau est complexe. Les objets étudiés peuvent de surcroît être soumis à des chargements quelconques et non seulement en traction comme dans le cas unidirectionnel.
- Ces matériaux présentent des hétérogénéités importantes à plusieurs échelles : le Volume Élémentaire Représentatif (VER) de la microstructure (fibres, matrice CVI et porosité) est plus grand que la taille du toron lui-même. Le comportement élastique d'un milieu homogène équivalent au toron "ne peut pas en toute rigueur être défini" [Chateau, 2011]. Ce problème de séparation des échelles se retrouve à nouveau à l'échelle supérieure, la dimension d'un motif élémentaire du tressage n'étant pas petite devant les dimensions de la structure - en particulier l'épaisseur du tube - et des longueurs caractéristiques des chargements mécaniques. Ces problèmes sont aggravés dans le cas de l'endommagement : la fissuration est susceptible d'être de longueur supérieure aux dimensions du motif périodique du textile, voire de taille comparable à la structure. Ces problèmes d'échelles sont des difficultés majeures pour les approches d'homogénéisation [Bornert *et al.*, 2001].

D'un point de vue expérimental :

- L'anisotropie du matériau et la complexité du comportement mécanique (mécanismes de déformation couplés insuffisamment caractérisés) impliquent la réalisation d'un grand nombre d'essais mécaniques pour connaître de manière approfondie le comportement macroscopique et les mécanismes sous-jacents. Certains de ceux-ci peuvent être de réalisation délicate et exiger un matériel approprié (essais multi-axés) quand d'autres sont quasiment irréalisables pour la géométrie considérée (caractérisation du comportement dans l'épaisseur). Cependant, malgré quelques difficultés expérimentales, la géométrie tubulaire se prête bien à des essais multi-axés.
- La résolution accessible en tomographie est inversement proportionnelle à la taille de l'échantillon étudié. Si l'endommagement des minicomposites est maintenant caractérisé de manière complète et quantitative par microtomographie [Chateau *et al.*, 2011; Bale *et al.*, 2013; Caty *et al.*, 2014], la même démarche est plus difficile pour des structures macroscopiques, l'ouverture des fissures étant faible (quelques micromètres). La fissuration est donc principalement étudiée par des observations in-situ d'une surface

du composite (dont la représentativité n'est pas garantie), ou bien en "post-mortem".

Comme on le verra plus loin, la complexité de ces matériaux et le manque d'études quantitatives des mécanismes d'endommagement (localisation, géométrie, densité, orientation, ouverture des fissures...) rendent donc délicate la mise au point de modèles micromécaniques du comportement des CMC qui devraient être valides dans les cas les plus généraux. Pour ces raisons, les modèles les plus souvent utilisés, en particulier pour le calcul de structures, sont purement macroscopiques. Ceux-ci modélisent la perte de rigidité du matériau à travers des variables d'endommagement dont la correspondance avec les mécanismes de déformation réels ou supposés n'est pas toujours évidente.

L'objectif de ces travaux est d'obtenir une modélisation de ces composites SiC/SiC qui soit utilisable pour la simulation de structures. Cet objectif va nous conduire à considérer les tubes comme homogènes, la prise en compte des hétérogénéités du matériau étant difficilement conciliable avec des temps de calcul raisonnables en calcul de structures (à l'exception peut-être de modèles macroscopiques identifiés à l'aide de simulations multi-échelles [Couégnat, 2008]). Cependant, si la loi de comportement est celle d'un matériau homogène équivalent, on souhaite que ses "variables d'état" correspondent directement à des grandeurs cinématiques ou des grandeurs caractéristiques de l'endommagement mesurables expérimentalement, à l'image d'un modèle tel que celui proposé par [Burr *et al.*, 1998]. Si une identification à partir d'un nombre réduit d'essais est préférable, les chargements auxquels la structure est soumise peuvent être quelconques et le modèle proposé devra être prédictif pour des chargements complexes. Une base expérimentale riche est donc nécessaire, d'autant plus que ces composites SiC/SiC récents ont été assez peu caractérisés.

Dans un premier temps (**chapitre II**), on présentera une caractérisation approfondie du comportement mécanique macroscopique des tubes SiC/SiC de l'architecture de référence (enroulement filamentaire et tressage à 45°) sous des chargements uni-axiaux (traction, compression, torsion, pression-interne) ou multi-axiaux. Dans ce but, quelques techniques expérimentales ont dû être développées. La base expérimentale ainsi obtenue permettra d'identifier et de tester le modèle construit par la suite et de définir de premiers critères de dimensionnement. La réalisation d'un essai de flexion quatre points sur tubes SiC/SiC, pour lequel des mesures locales de déformation ont été effectuées par corrélation d'images, a constitué un premier essai de structure sur tube utile pour l'application envisagée. Des essais sur les trois autres architectures ont permis d'apporter de premières données sur la relation architecture-propriétés mécaniques au delà d'un simple essai de traction.

Au chapitre suivant (**chapitre III**), on présentera une analyse des mécanismes de déformation responsables du comportement macroscopique observé. Trois techniques particulières ont été mises en œuvre. Des observations de la fissuration, en surface, après rupture (MEB) ou sous charge (optique) ont permis de mesurer l'orientation de la fissuration en fonction du chargement. En particulier, dans le cas de la traction-torsion, des distributions d'orientations de fissures en fonction du chargement ont été obtenues. La cinématique d'une surface représentative du composite a été étudiée par corrélation d'images numériques sur des images à fort grandissement. Dans le cas de la traction, ces mesures à l'échelle du motif du tressage ont permis de quantifier l'ouverture des fissures ou encore de mettre en évidence un phénomène de réorientation des torons dans la direction de chargement, phénomène rarement évoqué

pour ce type de matériaux peu déformables. L'émission acoustique a été également utilisée pour caractériser l'endommagement de façon globale. Des essais sous trajets de chargements non-proportionnels et/ou non-monotones ont également permis de mettre en évidence certaines propriétés des mécanismes d'endommagement.

Enfin, dans le dernier chapitre (**chapitre IV**), nous proposerons une modélisation du comportement macroscopique construite sur nos observations des mécanismes de déformation. Les différentes données expérimentales (ouvertures et orientation des fissures, réorientation des torons, décharge de la matrice...) et leur mise en relation ont permis de justifier les hypothèses et les lois choisies pour la modélisation. Ce modèle a été identifié à partir de quatre essais simples (traction, pression interne, torsion, compression) et se montre prédictif pour une grande variété de chargements. Enfin, des critères de dimensionnement ont été proposés. Ce modèle a été implémenté pour une utilisation dans le code de calcul par éléments finis CAST3M et utilisé pour simuler avec succès l'essai de flexion quatre points présenté au chapitre II.

L'ensemble de cette étude concerne le comportement à température ambiante, dans l'environnement du laboratoire. Les problématiques liées aux hautes températures et à des environnements particuliers ne seront pas abordées.



# Chapitre II

## Caractérisation du comportement macroscopique sous sollicitations multi-axiales

### Sommaire

---

II.1	Caractérisations du comportement macroscopique de composites SiC/SiC textiles . . . . .	<b>24</b>
II.2	Méthodes expérimentales . . . . .	<b>28</b>
II.2.1	Machines d'essais et mise en place des éprouvettes . . . . .	28
II.2.2	Mesures de déformation par corrélation d'images numériques . . .	31
II.2.3	Évaluation des contraintes et des déformations pour le tube . . .	37
II.2.4	Émission acoustique . . . . .	40
II.3	Comportement en traction-pression interne du matériau de référence . .	<b>44</b>
II.3.1	Comportement mécanique . . . . .	45
II.3.2	Limites à rupture et non-linéarité : bilan . . . . .	51
II.4	Comportement en traction-torsion du matériau de référence . . . . .	<b>53</b>
II.4.1	Comportement mécanique . . . . .	53
II.4.2	Limites à rupture et non-linéarité : bilan . . . . .	56
II.5	Influence de l'architecture . . . . .	<b>57</b>
II.5.1	Comportement mécanique . . . . .	57
II.5.2	Début de l'endommagement et rupture . . . . .	59
II.6	Essai de structure : flexion . . . . .	<b>61</b>
II.6.1	Comportement macroscopique . . . . .	61
II.6.2	Analyse de l'essai par corrélation d'images numériques . . . . .	62
II.7	Conclusions sur la base expérimentale obtenue . . . . .	<b>65</b>

---

## II.1 Caractérisations du comportement macroscopique de composites SiC/SiC textiles

Comme présenté précédemment, le comportement mécanique des SiC/SiC unidirectionnels sous traction uniaxiale est un problème mécanique relativement bien compris. Le comportement de composites SiC/SiC à renfort textile est à l'inverse assez peu documenté dans le cas de matériaux récents, pour applications nucléaires (fibres de 3<sup>e</sup> génération) et sous des chargements quelconques, notamment biaxés. Quelques résultats expérimentaux sur composites SiC/SiC à température ambiante sont présentés ici. Il est toutefois important de mentionner que les conclusions tirées à partir de résultats expérimentaux sur des matériaux très différents (nature des fibres, de la matrice, architecture fibreuse) ne s'appliquent pas nécessairement pour les matériaux de cette étude.

Beaucoup de références existent cependant pour des essais de traction dans les axes du composite, constitués d'un renfort de fibres de 1<sup>re</sup>, 2<sup>e</sup> ou 3<sup>e</sup> génération et l'on n'en dressera pas une liste exhaustive. Cet essai mécanique simple est utilisé de façon courante pour quantifier l'effet de la nature des fibres, de l'interphase, de la matrice ou de l'architecture fibreuse sur les propriétés mécaniques (voir par exemple [Morscher, 2004, 2006; Morscher *et al.*, 2007]) mais apporte peu d'informations sur les mécanismes d'endommagement lorsque l'essai est monotone. Des essais cyclés apportent quant-à-eux plus d'information. L'endommagement présente un caractère unilatéral, les propriétés élastiques dégradées en traction sont au moins en partie restaurées lors d'un passage en compression. Les non-linéarités constatées lors des décharges dépendent du couplage fibre-matrice [Forio, 2000]. Les déformations résiduelles (déformations atteintes par le composite après endommagement lors du retour à contrainte nulle) sont assez faibles (au maximum de l'ordre de  $5.10^{-4}$ , dans la référence précédente) et semblent proportionnelles à la déformation maximale atteinte.

Des essais sous chargements non-monotones et/ou non proportionnels permettent d'examiner plus finement certains mécanismes d'endommagement [Chaboche et Maire, 2001]. Enfin, points utiles pour la réalisation d'essais mécaniques, l'effet de la vitesse de sollicitation sur la réponse mécanique semble exister mais est assez réduit [Guillaumat, 1994; Lipetzky *et al.*, 1996], et la dépendance à la taille des éprouvettes est négligeable pour des éprouvettes de taille macroscopique [Calard et Lamon, 2001] (quelques millimètres de large et quelques centimètres de long, dans cette référence, la taille du motif n'étant pas précisée).

**Cisaillement et essais hors-axes** Quelques essais récents sur des composites SiC/SiC plans pour application nucléaire (fibres Tyranno-SA3 et matrice CVI) sont rapportés dans la littérature, avec en particulier des essais de cisaillement de type "Iosipescu" [Nozawa *et al.*, 2013b] (figure II.1 c). Les auteurs identifient un critère de rupture ainsi qu'un critère d'endommagement (de type Tsai-Wu) basé sur l'énergie cumulée d'émission acoustique dans les plans  $\sigma_{xx} - \sigma_{yy}$  et  $\sigma_{yy} - \sigma_{xx}$  ( $x$  et  $y$  correspondent aux orientations de fibres). Ils ne disposent cependant pas d'essais biaxés. Il faut néanmoins noter que les composites à renfort Tyranno-SA3 ont un comportement différent des composites à renfort Hi-Nicalon S, avec notamment des déformations à rupture inférieures [Sauder *et al.*, 2010] .

Les essais pour lesquels la direction de sollicitation n'est pas confondue avec l'un des axes du composite (essais "hors-axes") sont particulièrement importants car ils sont un premier

pas vers des sollicitations plus générales. Les mêmes auteurs que précédemment [Nozawa *et al.*, 2013a,b] ont testé ces mêmes matériaux en traction et compression dans différentes directions (figure II.1 a et b). Les limites d'élasticité en traction (correspondant au début de l'endommagement) semblent indépendantes de l'orientation du chargement. A rupture, cependant, les contraintes atteintes en traction sont maximales à 0° (par rapport à l'axe des fibres) et minimales à 45°. Les différences entre traction à 0° et 45° semblent être qualitativement comparables à d'autres références [Gasser *et al.*, 1996] (figure II.2). On y remarque en particulier que les déformations transverses restent linéaires dans le cas 0° et présentent une non-linéarité (augmentation du "coefficient de Poisson") dans le cas 45°. Des essais hors-axes sur des composites plus anciens sont rapportés dans la littérature [Aubard *et al.*, 1994] mais leur comportement est souvent très différent de celui de composites plus récents (quasiment isotropes). Enfin, en compression, le comportement est fragile ou très faiblement non-linéaire [Nozawa *et al.*, 2013a].

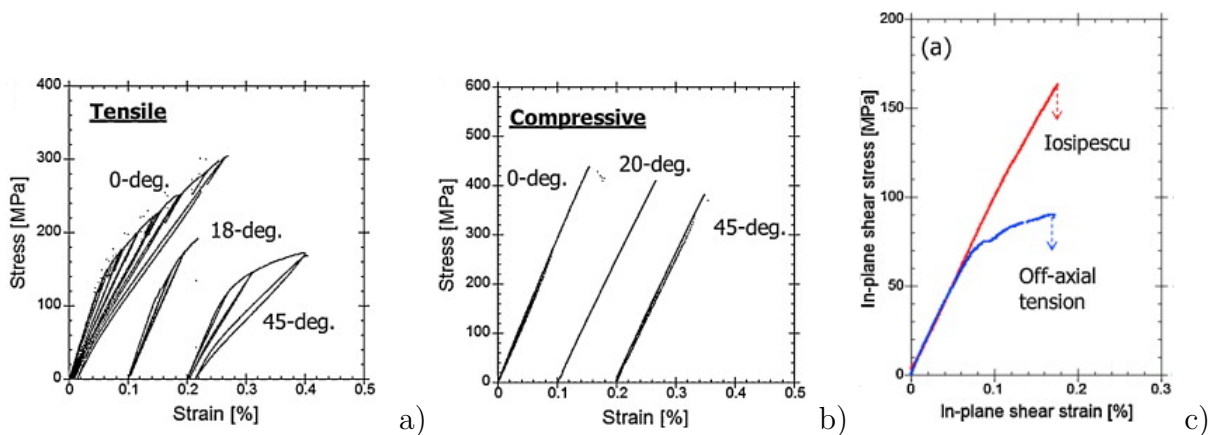


FIGURE II.1 – Essais sur composites SiC/SiC tissés 2D à matrice CVI et fibres TSA-3 (figures tirées de [Nozawa *et al.*, 2013a]) a) déformations axiales en traction, b) en compression et c) essai de cisaillement.

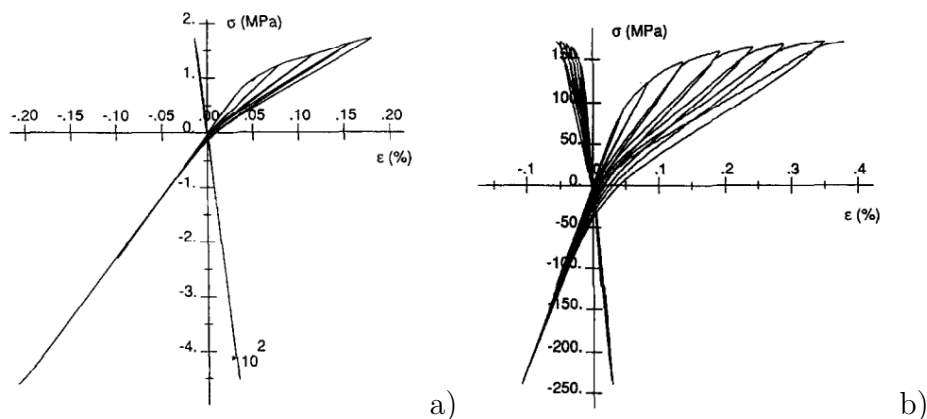


FIGURE II.2 – Déformations axiales et transverses pour deux essais de traction sur composite SiC/SiC 2D (figures tirées de [Gasser *et al.*, 1996]) a) dans l'axe des fibres b) à 45° de l'axe des fibres. L'échelle des ordonnées de a) est en centaines de MPa.



**Chargements biaxés** Les seules données disponibles sous chargements biaxiaux sont issues d'une campagne d'essais effectuée à l'ONERA (1996) sur des composites assez anciens. Ceux-ci sont des tissés 2D enroulés sous forme de tubes et testés en traction-torsion [Maire et Pacou, 1996] (figure II.3). L'axe du tube coïncide avec l'une des directions de tissage. Ces composites sont donc très différents de ceux étudiés ici, tant sur l'architecture fibreuse que sur la nature des fibres (Nicalon). Ces matériaux se déforiment peu (aux alentours de 0,22% à rupture en traction simple à 0°). Ils ont été testés pour plusieurs valeurs de taux de biaxialité ( $\beta = \text{contrainte axiale}/\text{contrainte de cisaillement}$ ), y compris pour des sollicitations de compression et de torsion-compression. Les déformations transverses mesurées restent linéaires dans le cas de la traction (similaire à [Gasser *et al.*, 1996]) et montrent une non-linéarité (elles augmentent) dans le cas où une contrainte de torsion est présente. Quelques points importants concernant l'endommagement sont déjà déduits par les auteurs de ce comportement macroscopique :

- On constate une modification des symétries élastiques du matériau (par exemple, le coefficient du tenseur des souplesses  $S_{14}$ , couplant la traction et le cisaillement, devient non-nul, indiquant une perte d'orthotropie dans les axes du tube).
- Les cyclages effectués mettent en évidence la désactivation de l'endommagement en compression. Après un essai de traction endommageant, on constate lors d'un retour en traction que les modules élastiques initiaux sont restaurés. Des désactivations plus complexes sont aussi constatées en particulier lorsqu'un essai de torsion est suivi d'un retour en compression : on constate que le module de cisaillement est en partie restauré.

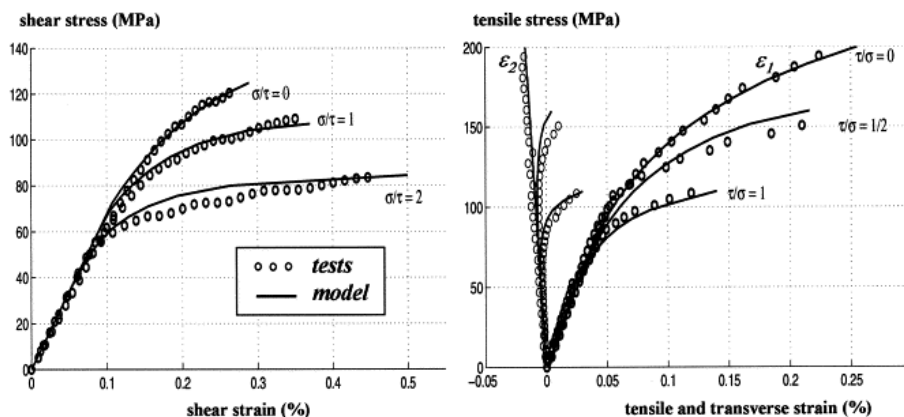


FIGURE II.3 – Essais de traction-torsion sur composite SiC/SiC 2D (figures tirées de [Chaboche et Maire, 2001]).

Des sollicitations de traction-pression interne ont également été étudiées dans le cadre de cette campagne à l'ONERA. Un essai sous chargement complexe, présenté dans [Chaboche et Maire, 2001] est particulièrement intéressant (figure II.4). Il s'agit d'un essai cyclé de traction suivi d'un essai cyclé de pression interne (chargements dans les axes des fibres). Les modules sont mesurés après chaque étape des cycles par des chargements non-endommageants. On constate que les cyclages en traction n'ont pas d'effet sur les modules dans la direction circconférentielle. Inversement, les cyclages en pression interne n'ont pas d'effet sur les modules dans la direction axiale. L'indépendance entre ces deux types d'endommagement et les modifications des symétries élastiques constatées en traction semblent indiquer une orientation de l'endommagement dépendant du chargement.

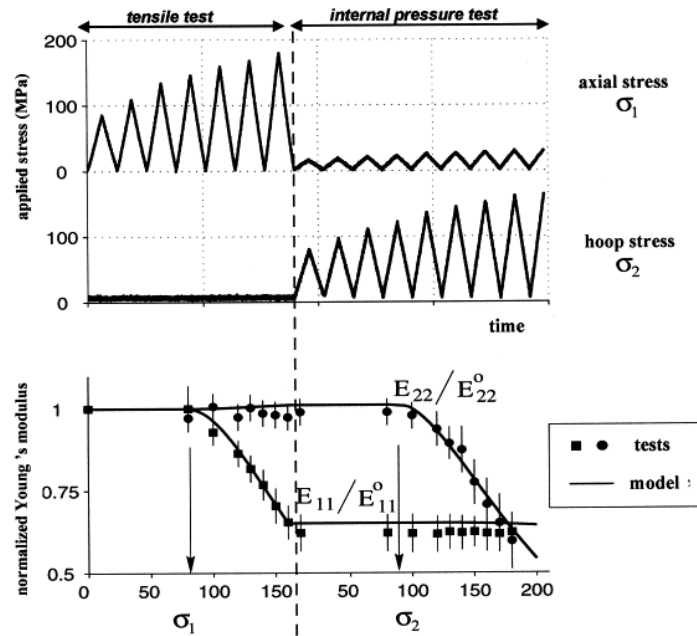


FIGURE II.4 – Essais de traction-pression interne sur composite SiC/SiC 2D (figures tirées de [Chaboche et Maire, 2001]).

Les évolutions rapides en termes d'élaboration des composites SiC/SiC et la complexité de ces matériaux (grand nombre de degrés de liberté dans leur élaboration) limitent les informations que l'on peut extraire de la littérature sur le comportement mécanique macroscopique, a fortiori pour des chargements complexes. Le comportement mécanique dépend en effet fortement de la microstructure et de l'architecture fibreuse. Même si certains mécanismes et certaines tendances semblent être valides, il apparaît nécessaire de caractériser précisément le comportement des composites développés au CEA, en particulier sous des chargements biaxés.

On se propose donc de tester, de manière approfondie, le comportement de la microstructure dite "de référence". Cette base expérimentale permettra de construire, d'identifier et de mettre à l'épreuve les modèles de comportement. La caractérisation des tubes de différentes architectures permettra d'apporter de premières données expérimentales sur la relation architecture fibreuse-propriétés mécaniques. Il n'existe pas, à notre connaissance, d'étude comparative du comportement sous chargements biaxiaux de composites SiC/SiC de différentes architectures.

## **II.2 Méthodes expérimentales**

La géométrie tubulaire est, du point de vue de l'application des chargements mécaniques, plus simple que la géométrie plane pour la réalisation d'essais complexes (la torsion sur éprouvette cylindrique est un essai de cisaillement quasi-homogène, et la traction-pression interne est plus simple à mettre en œuvre que la traction biaxiale). La réalisation d'essais biaxés sur des tubes composites SiC/SiC requiert cependant la mise au point d'un certain nombre de techniques expérimentales. Le matériau étant endommageable, la mise en position et le maintien des éprouvettes pour la réalisation d'essais doivent être effectués de manière à minimiser les contraintes parasites, dues à d'éventuels efforts de serrage ou des défauts d'alignement. L'application d'une pression interne, pour des tubes non étanches, requiert également un montage particulier.

Du fait de la géométrie cylindrique, le dépouillement des essais n'est pas non plus direct. Les mesures de déformation moyenne (axiale, circonférentielle, cisaillement) sont obtenues par Corrélation d'Images Numériques (CIN). Les champs de déplacement mesurés par CIN, à l'aide d'une seule caméra, sont en effet une projection du champ de déplacement réel de la surface du tube. Les méthodes de calcul des déformations requièrent donc une adaptation. Enfin, du fait des contraintes et des déformations qui ne sont pas rigoureusement homogènes pour les essais considérés, des choix de "grandeurs de dépouillement" doivent être effectués. L'ensemble de ces méthodes expérimentales sont détaillées dans cette partie.

### **II.2.1 Machines d'essais et mise en place des éprouvettes**

Le matériau étant endommageable, l'arrimage des tubes à la machine d'essais doit être réalisé sans serrage. Les deux extrémités des tubes sont donc collées dans des "têtes" métalliques (acier inoxydable) adaptées à la machine utilisée (figure II.5). La colle structurale utilisée est une résine epoxyde 3M référencée 9323 B/A ayant une résistance importante au cisaillement, et communément utilisée pour les essais mécaniques sur ces matériaux [Rohmer, 2013]. Cette résine bi-composants polymérise complètement en environ 24 h à température ambiante. Le collage des tubes est réalisé directement en place sur les machines d'essais : cette procédure permet de minimiser l'introduction d'efforts parasites pouvant se produire si l'alignement de la machine ou des têtes est imparfait.

Pour la majorité des essais, la longueur des éprouvettes est légèrement inférieure à 100 mm, ce qui résulte en une longueur utile d'environ 68 mm (les tubes sont encollés sur 15 mm dans chaque tête). Afin d'éviter tout phénomène de flambage, les essais de compression sont réalisés sur des éprouvettes d'environ 65 mm de longueur totale, soit environ 35 mm de longueur utile. Connaître les diamètres extérieur et intérieur des tubes est particulièrement important pour le calcul des contraintes. Le diamètre intérieur est assez bien connu du fait du procédé de fabrication (7,85 mm), le diamètre extérieur moyen est mesuré par profilométrie laser pour chaque échantillon.

#### **II.2.1.1 Traction-pression interne-compression**

Les essais de traction-pression interne-compression ont été réalisés sur une machine hydraulique disponible au SRMA / LC2M (figure II.5 b). Elle permet l'application d'un effort de traction à une éprouvette tubulaire par le vérin hydraulique relié à la ligne inférieure et

d'une pression interne par une arrivée d'huile à travers la ligne supérieure. La tête métallique supérieure utilisée est donc percée afin de permettre le passage de l'huile. La difficulté principale de ce montage concerne la réalisation de l'étanchéité, les tubes SiC/SiC étant poreux. En effet, en l'absence de dispositif particulier, l'huile traverse les tubes (même non endommagés) à la pression minimale de la machine (5 bar). L'application de l'effort axial contraint aussi la réalisation du montage. La solution retenue est l'utilisation d'une gaine borgne, en néoprène, dont l'extrémité ouverte est noyée dans le joint de colle supérieur (figure II.5 a). Ce dispositif permet d'assurer l'étanchéité jusqu'à rupture pour la majorité des essais. L'effet de cette gaine sur les contraintes appliquées est quasiment négligeable, compte tenu de son comportement quasi-incompressible et de son faible module [Rohmer, 2013]. Les essais de traction simple et de compression simple ne requièrent évidemment pas de gaine d'étanchéité.

La machine est équipée d'un extensomètre axial et d'un extensomètre diamétral dont les appuis sur le tube sont ponctuels (couteaux en acier). L'extensomètre axial possède une base de mesure de 50 mm ; l'extensomètre diamétral mesure le déplacement relatif de deux points diamétralement opposés sur le tube.

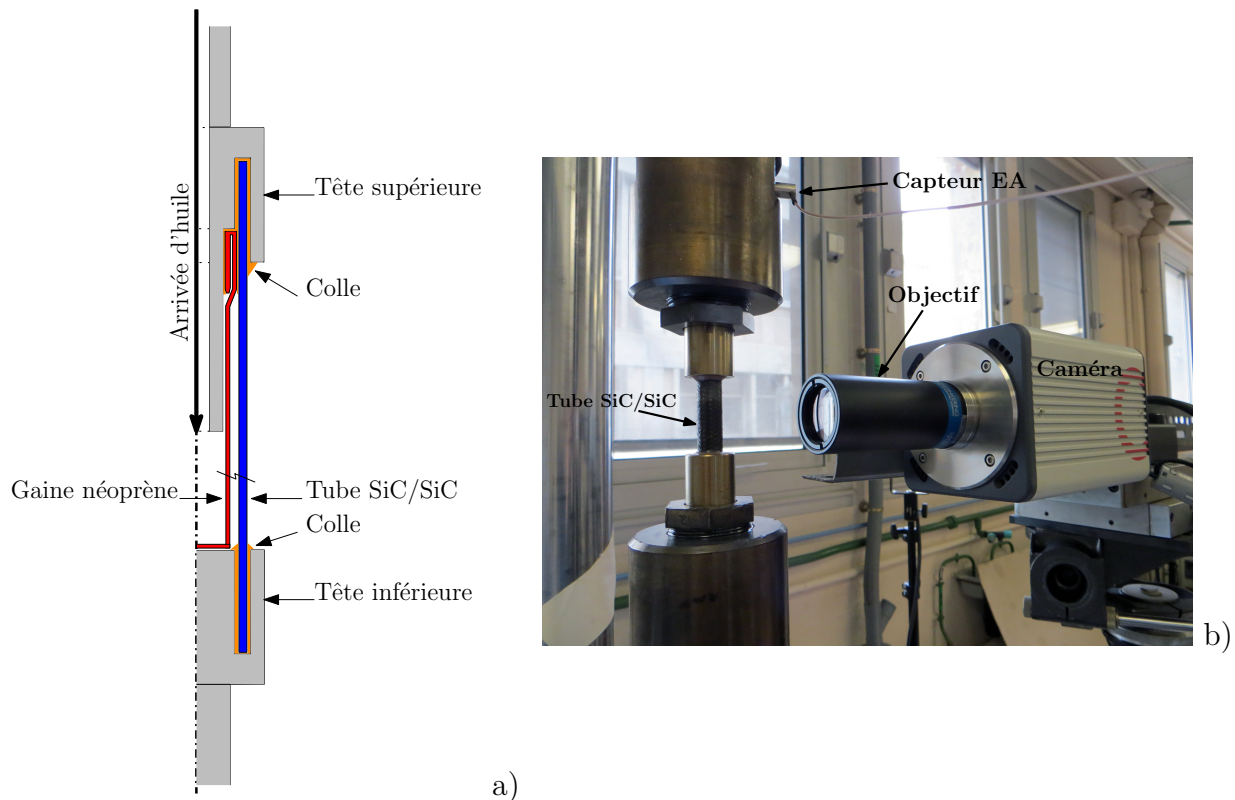


FIGURE II.5 – a) schéma de principe du montage pour la réalisation de l'étanchéité (échelles non respectées), b) vue rapprochée d'une éprouvette (de compression) en place sur la machine d'essais.

### II.2.1.2 Traction-torsion

Pour les chargements de traction-torsion, les essais sont réalisés sur une machine hydraulique disponible au SRMA / LC2M (figure II.6). Les têtes utilisées sont de simples cylindres en acier, munis d'une gorge pour l'insertion du tube. Celles-ci sont serrées par des mors

hydrauliques. Le vérin rotatif situé en partie inférieure permet l'application d'un couple et d'un effort de traction. La machine est équipée d'un extensomètre de traction-cisaillement mesurant l'allongement et le cisaillement entre deux pointes (l'une fixe, l'autre mobile). L'opération de collage est similaire à celle présentée précédemment et également effectuée en place sur la machine d'essais, toujours afin de minimiser l'introduction d'éventuels efforts parasites.

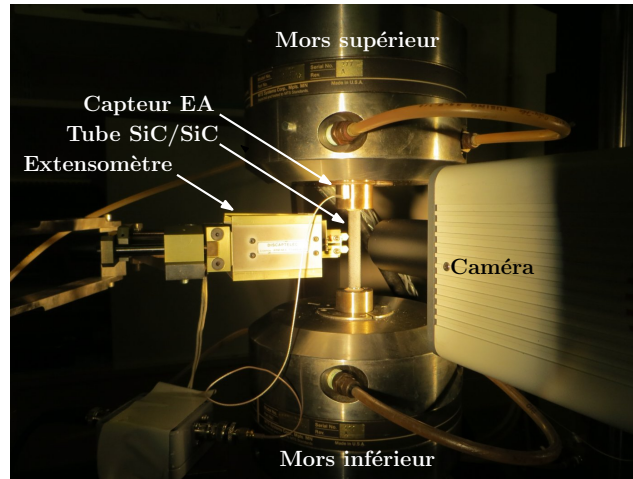


FIGURE II.6 – Vue rapprochée d'une éprouvette de torsion en place sur la machine d'essais.

### II.2.1.3 Flexion

Un montage de flexion 4 points adapté aux tubes SiC/SiC a été conçu et utilisé dans le cadre du stage de P. Celce (encadrement F. Bernachy-Barbé, L. Gélébart) [Celce *et al.*, 2013] (figure II.7 a). Celui-ci vise à appliquer les efforts sur le tube en minimisant l'endommagement au niveau des points d'appui. Les montages de flexion usuels ont généralement des appuis ponctuels ou linéiques (voir normes [NF EN 658-3, 2002; NF EN 12788, 2006; NF EN ISO 14125, 1998; ASTM C 651, 2000]), qui risqueraient d'endommager de façon excessive les tubes. Des appuis surfaciques sont donc réalisés par l'intermédiaire de patins en laiton (figure II.7 b). Cette solution est en partie inspirée d'un montage répondant à la même problématique [van Rooyen, 2013].

Une contrainte supplémentaire vient du suivi de ces essais par corrélation d'images numériques. Ces patins en laiton se logent donc dans des "rouleaux" qui laissent une grande partie du tube visible pour effectuer des mesures sur toute la longueur de l'éprouvette. Ces rouleaux, dont les surfaces externes sont cylindriques, peuvent rouler sur des guidages linéaires afin d'éviter toute contrainte de traction parasite. En complément de la corrélation d'images, la flèche de l'éprouvette est mesurée par un capteur de déplacement (HBM WA10) et la force exercée sur la partie supérieure du montage est mesurée par la cellule de force de la machine.

Le montage est conçu afin de pouvoir tester des tubes de 100 mm ou de 200 mm. Contrairement aux tubes utilisés pour les autres essais, ces tubes sont rectifiés extérieurement à un diamètre de 9,6 mm. Cette rectification permet de maximiser la surface du contact tube/patin en adaptant le diamètre externe du tube rectifié au diamètre interne des patins.

La surface du composite étant irrégulière, l'épaisseur de matière enlevée n'est pas partout égale mais est en moyenne inférieure à 0,1 mm. Des essais de traction (C. Sauder - non publiés) ont montré que le comportement mécanique n'est pas affecté par ce type de rectification.

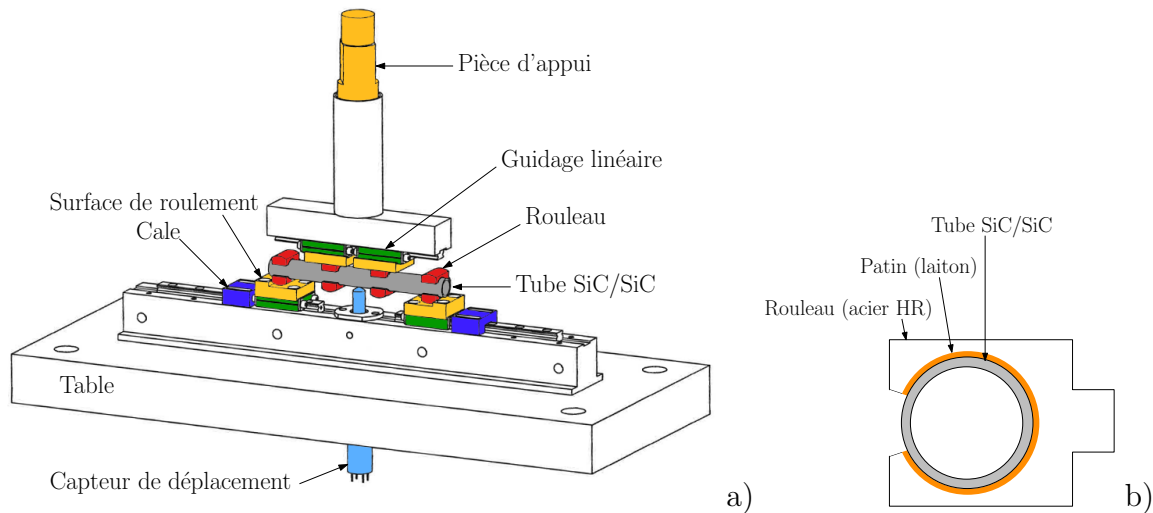


FIGURE II.7 – Montage de flexion : a) vue générale du montage et b) vue latérale du tube muni de son patin en laiton dans le "rouleau". La pièce d'appui est vissée directement sur la cellule de force de la machine d'essais.

## II.2.2 Mesures de déformation par corrélation d'images numériques

L'ensemble des essais réalisés ont été analysés par Corrélation d'Images Numériques (CIN). Cette technique permet de mesurer des champs de déplacement à la surface d'un solide, à partir d'images prises à différents pas de temps. Le déplacement est mesuré relativement à un état de référence qui est l'objet non déformé, correspondant ici à la première image. Les champs de déplacements obtenus constituent une information riche, que l'on peut analyser de diverses façons : pour les essais macroscopiques présentés dans ce chapitre, la CIN est utilisée exclusivement pour la mesure des déformations moyennes. Les procédures mises en place pour l'évaluation du champ de déplacement et le calcul des déformations (en tenant compte de la géométrie cylindrique du tube) sont présentées dans cette partie.

### II.2.2.1 Matériel et images

Le matériel de prises de vue utilisé est le suivant :

- Une caméra Hamamatsu Orca Flash 2.8 à bas bruit, permettant la prise de 45 images par seconde en capteur entier ( $1920 \times 1440$  pixels<sup>2</sup>), ou le double en demi-capteur,
- Un objectif télécentrique Opto Engineering TC 2336 ou TC 1216 (les deux objectifs diffèrent par leur champ de vision qui sont pour la caméra utilisée de taille  $28,7 \times 21,5$  mm<sup>2</sup> pour le premier et  $18,1 \times 13,6$  mm<sup>2</sup> pour le second),
- Une station d'acquisition adaptée aux débits importants de données que peut fournir la caméra,

- Un matériel d'éclairage filtré, permettant un éclairage puissant minimisant la chaleur reçue par l'échantillon et les extensomètres.

Les objectifs télécentriques sont particulièrement adaptés aux mesures par corrélation d'images car l'image obtenue est une projection parallèle de l'objet sur le plan du capteur. Ceci permet d'obtenir des images de l'objet dont la taille ne dépend pas de la distance à la caméra : *les mouvements de l'objet parallèlement à l'axe optique n'induisent pas de déformation apparente*. La télécentricité (angle maximal des rayons au sein de l'objectif) typique de ces objectifs est de l'ordre de  $0,04^\circ$ . Cette propriété est d'autant plus importante que l'on travaille sur une géométrie tubulaire.

En reprenant les notations et le vocabulaire utilisé dans [Grédiac et Hild, 2011], l'image de référence est une fonction de niveaux de gris  $f$  (à valeurs entières) définie pour des positions discrètes (ligne, colonne). L'image déformée est notée  $g$ . Une hypothèse importante est que les niveaux de gris  $f$  (resp.  $g$ ) correspondent à une grandeur physique continue dans l'espace  $\tilde{f}$  (resp.  $\tilde{g}$ ), et que cette grandeur est convectée par une transformation apparente  $\Phi_a$  :

$$\tilde{g}(\Phi_a(\underline{x})) = \tilde{f}(\underline{x}) \quad (\text{II.1})$$

Pour tout point  $\underline{x}$  de l'image de référence et  $\Phi_a(\underline{x})$  dans l'image déformée. Dans le cas présent, on dispose d'images 12 bits, donc les niveaux de gris sont compris entre 0 (noir) et  $2^{12} - 1$  (blanc).

La texture naturelle du composite a été utilisée car celle-ci est suffisamment riche pour la corrélation d'images lorsque l'exposition est correctement réglée. On exploite au mieux la dynamique des images en ayant un histogramme de niveaux de gris le plus "étalé" possible. Il faut néanmoins veiller à limiter l'existence de grandes zones saturées, qui ne contiennent donc aucune information, provenant d'un éclairage inadapté. Il faut cependant souligner que le matériau est endommageable et donc que la surface du matériau est susceptible d'évoluer. De telles modifications de la texture du matériau ne peuvent être prises en compte car l'image déformée n'est plus l'image de référence "convectée" par une transformation (équation II.1). Le champ de déplacement dans ces régions ne pourra plus alors être évalué. Dans notre cas, de petits morceaux de matrice peuvent se détacher et poser ce type de problèmes.

### II.2.2.2 Mesure de déformations

En sortie du dispositif de prises de vue, on dispose d'images du tube à différents instants de l'essai considéré. *Les images obtenues sont des projections parallèles de la surface du tube sur le capteur ; le champ de déplacement obtenu par corrélation d'images sera donc une projection du champ de déplacement réel*. Il est à noter que la technique de stereocorrélation permet la mesure de champs de déplacements en 3D par l'utilisation de deux caméras : la position d'un point en trois dimensions peut être reconstituée à partir de sa projection dans deux images prises de manière adéquate. Du fait de sa plus grande complexité, cette technique n'a pas été utilisée ici et l'on travaille uniquement à partir d'une seule caméra (une seule projection). La géométrie initiale et les mouvements hors-plan de la surface du tube sont supposés suffisamment simples pour que quelques hypothèses sur la cinématique du tube permettent de se limiter aux mesures de déplacement projetées pour une unique caméra. La stereocorrélation présente également des difficultés supplémentaires (en particu-

lier de calibration).

Il n'est pas supposé que le tube est aligné exactement aux axes horizontaux et verticaux du capteur. La démarche adoptée pour mesurer les déformations macroscopiques est donc la suivante :

1. Tout d'abord, on définit le repère du tube dans l'image de référence,
2. On définit, alignée sur ce repère, une grille de "points de corrélation", points où l'on évaluera le champ de déplacement projeté,
3. On calcule les champs de déplacement projetés relativement à l'image de référence, par une procédure de corrélation d'images numériques standard (logiciel CMV [Bornert *et al.*, 2010]), exprimés dans le repère de l'image,
4. On exprime dans le repère du tube les champs de déplacement projeté mesurés dans le repère de l'image,
5. On calcule les déformations macroscopiques à partir de ce champ de déplacements projeté.

La suite décrit plus précisément les différentes étapes de cette démarche.

**Repère du tube et définition de la grille de corrélation** La première étape consiste à définir le repère associé au tube, dans l'image de référence, à l'aide d'une procédure d'analyse d'images simple.



FIGURE II.8 – Image typique d'un tube utilisée pour la corrélation d'images. Dans cet exemple, le fond blanc permettrait de détecter les bords du tube par seuillage direct, mais le fond de l'image, en particulier en présence d'extensomètres, est souvent plus complexe.

On détecte les bords du tube en repérant une variation brutale de l'écart relatif local des niveaux de gris, défini pour chaque position  $X$  comme :

$$c_V(X) = \frac{\sigma(f(D))}{\mu(f(D))}$$

où  $\sigma$  est l'écart-type et  $\mu$  la moyenne, et  $f(D)$  représente l'ensemble des valeurs prises par  $f$  sur un petit domaine centré sur  $X$  (ici pris comme un carré de  $5 \times 5$  pixels). Normer par



la moyenne permet de s'affranchir de l'exposition de l'image. Les points où l'on détecte une variation brutale de l'écart relatif se trouvent pour la plupart sur les bords du tube (quelques points parasites sont présents, et éliminés par des critères simples portant sur la régularité des contours du tube). Une régression linéaire sur les deux bords du tube est alors effectuée sur ces points afin de déterminer l'orientation et la position du tube dans les axes de l'image.

Le repère du tube étant ainsi obtenu, une grille orthogonale et régulière de points de référence est définie parallèlement aux axes de ce repère, et symétriquement par rapport à l'axe du tube (typiquement de  $21 \times 60$  points pour la plupart de nos essais). En plus de la définition du repère du tube, la détection des bords permet aussi l'évaluation du rayon du tube (en raison de la profondeur de champ limitée, la précision sur celle-ci est cependant à quelques pixels près).

**Mesure des déplacements** L'objectif de la corrélation d'images est de déterminer la transformation apparente  $\Phi_a$  (équation II.1). Celle-ci est décomposée en des transformations locales indépendantes  $\Phi_0$ , définies sur un petit domaine appelé "domaine de corrélation" au voisinage de chacun des points de corrélation. Des translations pures (transformation "d'ordre zéro") sont utilisées ici. Les points de corrélation étant définis, la procédure de corrélation est effectuée à l'aide du code CorrelManuV [Bornert *et al.*, 2010]. Image par image, on minimise sur chaque domaine de corrélation  $R$  relativement à  $\Phi_0$  la quantité [Grédiac et Hild, 2011] :

$$C(\Phi_0) = 1 - \frac{\int_R (f - \bar{f})(g - \bar{g}) dx}{\sqrt{\int_R (f - \bar{f})^2 dx \int_R (g - \bar{g})^2 dx}}$$

où  $f$  et  $g$  sont respectivement les niveaux de gris du domaine  $R$  de l'image de référence et du domaine  $R'$  de l'image déformée associé à  $R$  par la transformation  $\Phi_0$  recherchée (translation).  $\bar{f}$  et  $\bar{g}$  sont les niveaux de gris moyens sur ces mêmes domaines. Ce coefficient de corrélation évalue la "ressemblance" entre  $f(\underline{x})$  et  $g(\Phi_0(\underline{x}))$ . Il prend pour valeur 0 si les domaines sont exactement similaires. Le minimum de ce coefficient de corrélation est atteint pour la translation  $\Phi_0$  optimale, qui est alors considérée comme le vecteur déplacement du centre du domaine de corrélation.

Le choix de la taille de ce domaine de corrélation est un compromis entre la capacité à détecter de petites hétérogénéités du champ de déplacement et l'erreur commise. Différents régimes d'erreur existent [Bornert *et al.*, 2009] : en particulier, l'erreur peut décroître avec la taille de domaine de corrélation (erreur ultime [Amiot *et al.*, 2013]) ou croître, dans le cas où la taille de domaine est trop grande relativement aux hétérogénéités de déformation et l'on doit alors augmenter l'ordre de la transformation locale. Dans le cas présent, la taille des domaines de corrélation est de  $30 \times 30$  pixels. Il s'agit d'une taille raisonnable relativement aux propriétés des images étudiées.

Après une première détermination de la transformation  $\Phi_0$  au pixel près, la mesure de déplacements inférieurs au pixel est effectuée en interpolant les niveaux de gris (interpolation "subpixel"). Des interpolations bilinéaires, bicubiques, par splines bicubiques et par splines biquintiques sont disponibles dans CMV [Bornert, 2007]. C'est cette dernière méthode qui sera choisie (de manière empirique), car elle semble donner des résultats satisfaisants même

si les temps de calcul par rapport à des interpolations d'ordre plus faible s'en trouvent allongés. Pour une déformation axiale de  $5.10^{-4}$  (qui correspond à peu près à la fin de la zone linéaire en traction simple sur E45-T45) les déplacements à mesurer sont de l'ordre de :

$$\Delta u_z \approx \text{longueur de jauge} \times \epsilon_{zz} \approx 1700 \text{ pixels} \times 5.10^{-4} = 0,85 \text{ pixel}$$

$$\Delta u_\theta \approx \text{longueur de jauge} \times \epsilon_{\theta\theta} \approx 900 \text{ pixels} \times 1.10^{-4} = 0,09 \text{ pixel}$$

ce qui met bien en évidence l'intérêt de ces interpolations et la très grande sensibilité des résultats à la qualité de celle-ci.

### II.2.2.3 Évaluation des déformations

Le code de corrélation d'images fournit image par image les positions des centres des domaines de corrélation dans le repère de l'image. La première opération réalisée est une translation et une rotation du système de coordonnées de ces points, pour se placer dans un repère où l'axe du tube correspond à  $Oy$ . Comme précédemment décrit, ces positions sont celles des images des points à la surface du tube par une projection parallèle (grâce à l'objectif télécentrique) sur le capteur de la caméra (figure II.10). Le développement d'une méthode pour mesurer les déformations macroscopiques du tube à partir du champ projeté [Pham, 2011] a été repris et poursuivi (figure II.9).

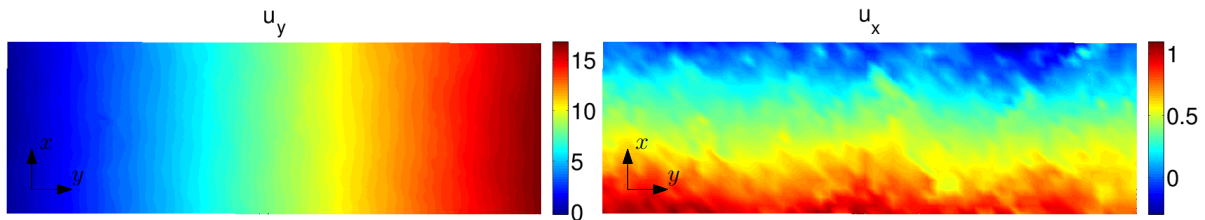


FIGURE II.9 – Exemple de champ de déplacement projeté (composantes x et y) obtenu en sortie du code de corrélation d'images lors d'un essai de traction (axe du tube horizontal, échelle en pixels).

La méthode utilisée consiste en une minimisation de l'écart entre le champ de positions à la surface du tube projeté mesuré  $\underline{x}_p^{exp}$  et un champ projeté simulé  $\underline{x}_p^{sim}$  résultant d'une transformation paramétrée par un jeu de paramètres cinématiques  $\alpha$ . Soit  $\underline{X}_p^i$  la position projetée du  $i$ ème point de corrélation (dans l'image de référence), la solution  $\alpha^{opt}$  est donnée par :

$$\alpha^{opt} = \underset{\alpha}{\operatorname{Argmin}} \left( \sum_i \|\underline{x}_p^{sim}(\underline{X}_p^i, \alpha) - \underline{x}_p^{exp}(\underline{X}_p^i)\|^2 \right)$$

Les déformations macroscopiques seront ensuite calculées à partir des paramètres cinématiques ainsi optimisés. Le nombre de ces paramètres dépend de la transformation choisie.

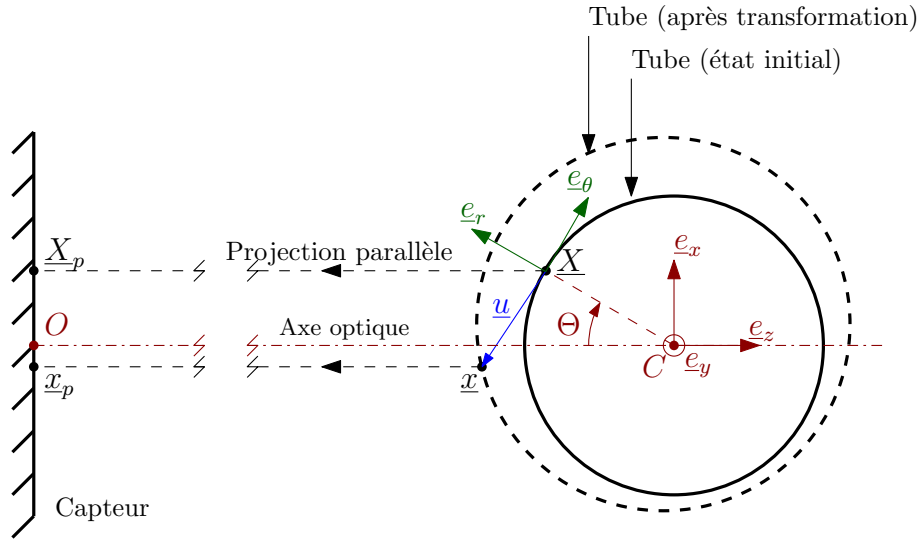


FIGURE II.10 – Projection parallèle d'un point du tube, avant et après transformation.

Le tube est positionné avec son axe aligné selon  $\underline{e}_y$  (voir schéma II.10). L'axe optique de la caméra est aligné suivant  $\underline{e}_z$ . Les translations suivant  $\underline{e}_x$  et  $\underline{e}_y$  sont prises en compte, supposées dues à des désalignements du système, et celle suivant  $\underline{e}_z$  sera négligée (pas d'effet sur le champ projeté). La rotation suivant  $\underline{e}_x$  est elle aussi négligée. Pour un tube sollicité en traction-torsion-pression interne, on choisit la transformation "homogène" la plus générale correspondante. Celle-ci est paramétrée par  $\alpha$  :

$$\alpha = [\epsilon, \lambda, u_r^0, T_x, T_y, \beta, \theta^0]$$

avec  $\epsilon$  la déformation axiale,  $\lambda$  l'angle de torsion par unité de longueur,  $u_r^0$  le déplacement radial associé à la déformation circonférentielle du tube,  $(T_x, T_y)$  le vecteur translation de corps rigide dans le plan d'observation,  $\beta$  l'angle de rotation de corps rigide d'axe  $\underline{e}_z$  et  $\theta^0$  l'angle de rotation de corps rigide d'axe  $\underline{e}_y$ .

Pour cette transformation, les coordonnées dans la base  $(\underline{e}_x, \underline{e}_y)$  de la projection d'un point du tube déformé, initialement de coordonnées  $(y, R\theta)$ , sont données en fonction des paramètres cinématiques par :

$$\underline{x}_p = \begin{pmatrix} T_x + (R + u_r^0) \sin(\theta^0 + \lambda y + \theta) \cos(\beta) - y(1 + \epsilon) \sin(\beta) \\ T_y + (R + u_r^0) \sin(\theta^0 + \lambda y + \theta) \sin(\beta) + y(1 + \epsilon) \cos(\beta) \end{pmatrix} \quad (\text{II.2})$$

Cette équation est utilisée pour construire le champ simulé.  $R$  est le rayon du tube, évalué lors de l'étape de détection des bords du tube. L'optimisation est finalement effectuée à l'aide du solveur *lsqcurvefit* disponible dans MATLAB.

Une estimation 2D du gradient de la transformation est ensuite obtenue en coordonnées cylindriques  $(O, \underline{e}_\theta, \underline{e}_y)$  (les rotations  $\beta$  et  $\theta^0$  sont supposées petites) par :

$$\underline{\underline{F}} = \frac{\partial \underline{x}}{\partial \underline{X}} = \begin{pmatrix} 1 + \frac{u_r^0}{R} & \lambda(R + u_r^0) \\ 0 & 1 + \epsilon \end{pmatrix} \quad (\text{II.3})$$

Des mesures de déformation peuvent ensuite être calculées à partir de  $\underline{\underline{F}}$ .

### II.2.3 Évaluation des contraintes et des déformations pour le tube

Les différents essais mécaniques considérés sont réalisés sur des tubes d'épaisseur faible (environ 0,87 mm) mais non négligeable et sont donc en toute rigueur des essais de structure. Pour un tel tube, les champs de contraintes et de déformations sont hétérogènes même en effectuant l'hypothèse d'un matériau élastique homogène et isotrope [Forest *et al.*, 2008]. L'objectif de ces essais mécaniques est à terme d'identifier une loi de comportement du matériau supposé homogène. Il serait possible de s'affranchir de ces effets de structure en identifiant notre loi de comportement par une comparaison directe des résultats de mesure à des résultats de calculs aux éléments finis sur un tube (identification inverse) mais cette approche est particulièrement lourde pour une structure aussi simple. *L'approche retenue s'appuie donc sur un dépouillement de l'essai consistant à évaluer des contraintes et déformations à partir des grandeurs mesurées (notées par \*). Celles-ci seront utilisées pour identifier les paramètres d'une loi de comportement. Il sera donc nécessaire, a posteriori, de vérifier la validité du dépouillement réalisé.* On effectuera une simulation par éléments finis de l'essai sur tube, utilisant la loi identifiée, afin de vérifier l'accord entre la réponse de la loi de comportement et le dépouillement de l'essai simulé. Cette validation est présentée en annexe A.

#### II.2.3.1 Données expérimentales

Les données expérimentales sont au nombre de trois pour les efforts et sont données par les différents capteurs disponibles sur les différentes machines :

- La force appliquée sur l'échantillon, selon l'axe du tube ( $e_z$ ) :  $F$ ,
- Pour les essais comprenant de la torsion, le couple appliqué sur l'échantillon, selon l'axe du tube :  $C$ ,
- Enfin, pour les essais comprenant de la pression interne, la pression interne  $P$ .

Les déformations accessibles expérimentalement sont aussi au nombre de trois, en sortie de notre chaîne de mesure par corrélation d'images. Ce sont les déformations macroscopiques en surface extérieure du tube (composantes du tenseur des déformations calculé à partir du gradient de la transformation de l'équation II.3) :

- $\epsilon_{zz}(r_e)$
- $\epsilon_{\theta z}(r_e)$
- $\epsilon_{\theta\theta}(r_e)$

Le dépouillement des essais devra utiliser uniquement ces grandeurs. Les composantes hors-plan du champ de déformations ne nous sont pas accessibles.

Pour le calcul des contraintes, on suppose que le tube est de forme parfaitement cylindrique et homogène. Le rayon interne est de 7,85 mm (imposé par le procédé de fabrication). Le rayon externe est le rayon moyen mesuré par profilométrie laser.

#### II.2.3.2 Définitions des grandeurs de dépouillement

On définit donc des grandeurs de dépouillement calculées à partir des grandeurs expérimentales et des dimensions des échantillons, notées par \*, à partir desquelles nous souhaitons

identifier une loi de comportement  $f$  telle que :

$$(\epsilon_{\theta\theta}^*, \epsilon_{zz}^*, \epsilon_{\theta z}^*) = f(\sigma_{rr}^*, \sigma_{\theta\theta}^*, \sigma_{zz}^*, \sigma_{\theta z}^*, \sigma_{zr}^*, \sigma_{r\theta}^*)$$

Les grandeurs utilisées sont identiques à celles définies dans [Castelier, 2011] et utilisées en partie dans [Rohmer, 2013]. Les expressions permettant de les calculer sont inspirées des expressions analytiques pour un matériau élastique isotrope. Elles seront utilisées pour le dépouillement des essais et leur validité sera évaluée a posteriori.

### Traction-torsion

**Contraintes** La contrainte axiale retenue est (avec  $S$  la section du tube) obtenue à partir d'un profil de contrainte uniforme :

$$\sigma_{zz}^* = \frac{F}{S}$$

La contrainte de cisaillement est obtenue dans [Castelier, 2011] en calculant la contrainte de cisaillement supposée homogène dans l'épaisseur du tube à l'origine du couple macroscopique  $C$  :

$$\sigma_{\theta z}^* = \frac{3C}{2\pi(r_e^3 - r_i^3)}$$

Les autres contraintes sont supposées nulles :

$$\sigma_{rr}^* = \sigma_{\theta\theta}^* = \sigma_{zr}^* = \sigma_{r\theta}^* = 0$$

**Déformations** La déformation axiale retenue correspond à la mesure effectuée en surface :

$$\epsilon_{zz}^* = \epsilon_{zz}(r_e)$$

La déformation de cisaillement retenue est obtenue à partir d'un profil linéaire et une évaluation à mi-épaisseur :

$$\epsilon_{\theta z}^* = \frac{r_e + r_i}{2r_e} \epsilon_{\theta z}(r_e)$$

La déformation circonférentielle retenue est simplement celle mesurée en surface :

$$\epsilon_{\theta\theta}^* = \epsilon_{\theta\theta}(r_e)$$

Les autres déformations ne sont pas accessibles expérimentalement et aucune hypothèse n'est faite sur leur valeur.

### Traction-pression interne

**Contraintes** La même formule que précédemment est utilisée, à laquelle on ajoute la contrainte de traction due à la pression sur le fond de l'éprouvette (effet de fond) :

$$\sigma_{zz}^* = \frac{F + PS_{fond}}{S}$$

La contrainte circonférentielle retenue correspond à la contrainte circonférentielle à mi-épaisseur pour un tube élastique isotrope :

$$\sigma_{\theta\theta}^* = \frac{r_i^2(r_m^2 + r_e^2)}{r_m^2(r_e^2 - r_i^2)} P$$

Compte tenu de la géométrie du tube, la contrainte radiale n'est pas négligeable. Elle est également obtenue pour un tube élastique isotrope :

$$\sigma_{rr}^* = \frac{r_i^2(r_m^2 - r_e^2)}{r_m^2(r_e^2 - r_i^2)} P$$

Les autres contraintes sont supposées nulles :

$$\sigma_{\theta z}^* = \sigma_{zr}^* = \sigma_{r\theta}^* = 0$$

La contrainte de cisaillement dans le plan  $\sigma_{\theta z}^*$  pourrait être non nulle dans le cas où la rotation des deux extrémités de l'éprouvette est impossible, mais, en supposant que le matériau est orthotrope, nous la négligerons.

**Déformations** La déformation axiale est donnée par celle mesurée en surface :

$$\epsilon_{zz}^* = \epsilon_{zz}(r_e)$$

La déformation circonférentielle retenue suppose la connaissance d'un coefficient de Poisson, estimé à environ 0,19 pour le dépouillement (à partir des propriétés élastiques déterminées sur nos essais, voir partie IV.1). Cette formule correspond à la déformation au rayon moyen dans le cas d'un tube élastique linéaire isotrope :

$$\epsilon_{\theta\theta}^* = \frac{1}{2} \left( 1 - \nu + (1 + \nu) \frac{r_e^2}{r_m^2} \right) \epsilon_{\theta\theta}(r_e)$$

La déformation de cisaillement  $\epsilon_{\theta z}^*$  est imposée à 0 par le montage de traction-pression interne. Les autres composantes du tenseur des déformations ne sont pas accessibles expérimentalement.

*Les notations \* ne seront pas utilisées par la suite car l'ensemble des contraintes et déformations expérimentales sont calculées à partir des formules présentées ici. La qualité de ces dépouillements sera vérifiée après l'identification de notre modèle non-linéaire. Dans un premier temps la qualité de ces approximations peut être évaluée dans le cas élastique linéaire.*

### II.2.3.3 Comportement élastique

Des calculs en élasticité anisotrope ont été effectués à l'aide du code éléments finis CAST3M sur une portion de tube homogène de diamètre similaire aux diamètres des tubes utilisés pour les essais mécaniques ( $r_e = 4,8$  mm,  $r_i = 3,92$  mm). La hauteur du tube considérée,  $H$ , est de 8 mm. Le tenseur des rigidités utilisé est celui obtenu par homogénéisation numérique dans [Lestringant, 2011]. La portion de tube considérée est soumise à des conditions aux limites périodiques adaptées au cas où la géométrie est tubulaire [Gélébart, 2011].

Trois conditions de chargement simples ont été examinées : l'application d'une contrainte de traction  $\sigma_{zz}$ , d'une pression interne  $P$  et d'une torsion simple imposée sous la forme d'un angle  $\gamma$  de torsion entre les sections supérieure et inférieure, afin de valider le choix des grandeurs de dépouillement (ici en élasticité). Les composantes du tenseur des souplesses "mesurées" à partir des grandeurs de dépouillement sont comparées à celles déduites des simulations par éléments finis en utilisant les mêmes grandeurs de dépouillement.

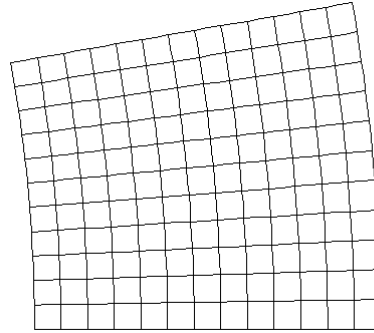


FIGURE II.11 – Vue selon  $z$  du maillage utilisé.

**Traction simple** Une traction uniforme est appliquée sur la surface supérieure du tube. Le dépouillement proposé est utilisé pour évaluer les composantes 23 et 33 du tenseur des souplesses (notation de Voigt en coordonnées cylindriques). Ainsi, en appliquant les formules proposées pour le dépouillement de cet essai virtuel, l'erreur sur les souplesses mesurées est très faible :

$$\Delta S_{33} = 0,06\% \quad \Delta S_{23} = 0,25\%$$

Il n'y a donc pas d'effet de structure significatif en élasticité et traction simple.

**Torsion simple** Une rotation  $\gamma$  est imposée entre les faces supérieures et inférieures. On calcule le couple correspondant appliqué à partir du champ de contrainte. Toujours avec le dépouillement présenté ci-dessus, on obtient une erreur sur les souplesses de :

$$\Delta S_{44} = 0,01\%$$

**Pression interne** On applique une pression uniforme en face intérieure du tube. Utilisant le dépouillement indiqué, on obtient les erreurs suivantes sur les modules :

$$\Delta S_{22} = 0,07\% \quad \Delta S_{23} = 0,15\%$$

Les différentes grandeurs de dépouillement retenues ci-dessus sont donc satisfaisantes dans le cas élastique. On vérifiera a posteriori si ce dépouillement reste satisfaisant dans le cas non linéaire (voir annexe A).

## II.2.4 Émission acoustique

L'Émission Acoustique (EA), c'est-à-dire la libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques, est très couramment étudiée lorsque l'on est confronté à un matériau sujet à des dégradations, telles que la création et la propagation de fissures. Ces phénomènes engendrent

l'émission d'ondes dans le domaine de l'ultrason qui peuvent être mesurées. La détection de ces ondes est effectuée via des capteurs piezoélectriques, dont un nombre relativement réduit permet, dans certains cas, la surveillance de structures de grande taille : dans notre cas, un seul capteur est utilisé car on ne cherche pas à effectuer de localisation spatiale des événements.

L'EA est fréquemment utilisée lors d'essais mécaniques sur composites. Elle constitue une manière simple de suivre l'évolution de l'endommagement de manière qualitative. Cette technique a été utilisée pour l'ensemble des essais mécaniques réalisés. Le matériel et la nature des données acquises sont décrits ici.

#### II.2.4.1 Matériel et paramètres

Le système de mesure de l'émission acoustique, de marque Vallen, est constitué d'un capteur d'ultrasons (aimanté pour faciliter la mise en position sur la ligne d'amarrage de la machine, au plus près de l'éprouvette), d'un préamplificateur de +34 dB, d'un module d'acquisition "AMSY-6" et de la suite logicielle associée. Pour chaque événement d'émission acoustique, un certain nombre de descripteurs sont enregistrés. Dans cette configuration matérielle, il n'est pas possible de récupérer les formes d'onde complètes.

Plusieurs paramètres sont nécessaires afin de déclencher l'acquisition et de définir ce qu'est un événement acoustique. Une hypothèse sur la forme des signaux reçus permet de donner ces définitions (figure II.12). Tout d'abord, on ne prend en compte que les portions du signal au dessus d'un certain seuil d'amplitude afin de séparer le signal du bruit environnant, dû principalement à la machine d'essais. Ces portions de signal au dessus du seuil (en valeur absolue) sont appelées "coups". Chaque événement acoustique est supposé séparé du suivant par un temps de silence. Au sein d'un événement acoustique (c'est-à-dire entre le 1<sup>er</sup> franchissement d'un seuil sur la tension du capteur et le temps de silence précédemment décrit), on suppose que l'on peut séparer le signal en "hits". Le premier de ces hits est réputé provenir directement de la source, tandis que les hits suivants n'en sont que des réflexions, et arrivent donc de manière atténuée et retardée. Le 1<sup>er</sup> hit est séparé du suivant par un temps de silence (plus court que le temps de silence entre deux événements). Un événement constitue donc une suite de hits, ou "hit-cascade". On étudiera uniquement les propriétés du 1<sup>er</sup> hit de chaque événement lorsque l'on considèrera par exemple des quantités telles que l'énergie ou la durée.

Trois paramètres d'acquisition sont particulièrement importants pour l'obtention de données correctes. Ceux-ci doivent être réglés en accord avec les propriétés des signaux d'EA que l'on souhaite enregistrer :

- Le RAT (ReArm Time), temps minimal entre deux cascades,
- Le DDT (Duration Discrimination Time), temps minimal entre deux hits,
- Le seuil de détection (en dB) déclenchant l'acquisition.



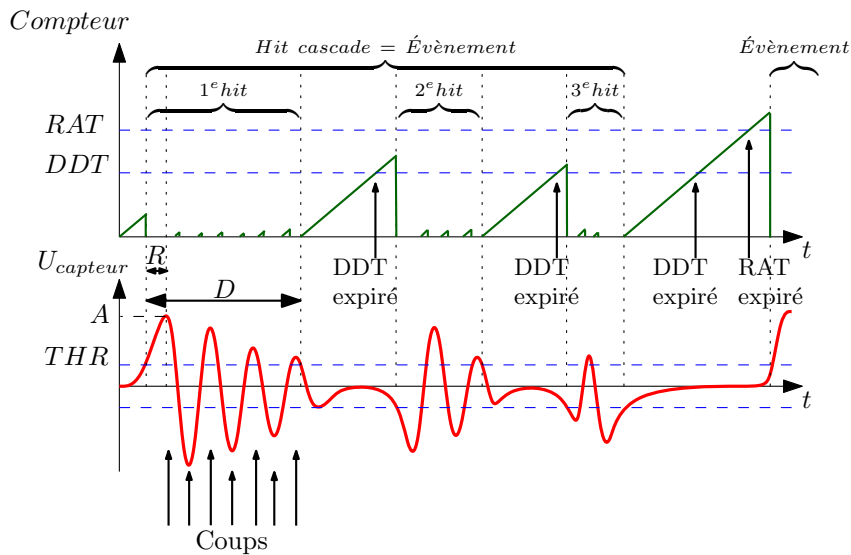


FIGURE II.12 – Schéma d'un signal acoustique et de sa séparation en événements et en hits.  $D$  désigne la durée,  $R$  le temps de montée,  $DDT$  le "duration discrimination time",  $RAT$  le "rearm time" et  $THR$  le seuil en amplitude. Le compteur est réinitialisé à chaque franchissement du seuil  $THR$  (en valeur absolue) par le signal acoustique.

Les formes d'ondes des émissions acoustiques sur composite SiC/SiC ont fait l'objet d'études [Morscher et Gyekenyesi, 2002]. Les durées des signaux sont de l'ordre de la centaine de microsecondes et leur fréquence de l'ordre de 200 kHz. Le choix des paramètres est également inspiré des réglages utilisés dans [Moëvus *et al.*, 2008]. Les valeurs des paramètres choisis sont  $DDT = 50 \mu s$  et  $RAT = 0,5 ms$ . Le seuil  $THR$ , est fixé entre 45 dB et 60 dB, légèrement supérieur au niveau de bruit. Ce bruit dépend surtout de la machine d'essais utilisée et de la position du capteur relativement aux sources de bruit ambiant. Au minimum, ce bruit machine se trouve aux alentours de 45 dB. On positionne le capteur le plus près possible de l'éprouvette, sur une zone aimantée du dispositif expérimental (mors ou bien ligne de traction).

#### II.2.4.2 Descripteurs

Les événements acoustiques enregistrés sont donc caractérisés par des "descripteurs". Ces grandeurs sont les suivantes :

- $C$ , le nombre de coups (du 1<sup>er</sup> hit)
- $R$ , le temps de montée de l'évènement (temps entre le début de l'évènement et le coup d'amplitude maximale du 1<sup>er</sup> hit)
- $D$ , la durée (du 1<sup>er</sup> hit)
- $A$ , l'amplitude maximale (du 1<sup>er</sup> hit)
- $E$ , l'énergie (du 1<sup>er</sup> hit, au sens de la valeur efficace)

Ces données d'émission acoustique peuvent être utilisées de manière directe, en examinant par exemple l'évolution de ces paramètres en cours d'essai. Le nombre de coups ou l'énergie cumulée peuvent donner une image globale de l'état d'endommagement du matériau. On peut cependant supposer que les caractéristiques des signaux d'émission acoustique dépendent du mécanisme d'endommagement émetteur. Des méthodes de classification sont alors nécessaires pour chercher dans le jeu de données des groupes d'évènements ayant des caractéristiques communes. Deux approches sont envisageables, en fonction des informations

disponibles. Les premières requièrent de posséder un jeu de données correctement "étiqueté", c'est-à-dire de connaître au préalable les caractéristiques des événements attribués à chaque mécanisme (algorithmes d'apprentissage artificiel, appliqués aux signaux EA dans [Huguet, 2002]). Les secondes ne nécessitent pas d'autre information que le jeu de données à classer [Kostopoulos *et al.*, 2003; Godin *et al.*, 2011] (classification non-supervisée). Il demeure cependant difficile d'attribuer de manière sûre un mécanisme d'endommagement à chaque famille d'évènements. On se limitera ici à une analyse globale de l'évolution de ces paramètres, sans considérer chaque événement individuellement.

L'émission acoustique permet de caractériser l'évolution de l'endommagement de manière globale. Rohmer [Rohmer, 2013] trouve un bon accord entre les densités de fissuration en surface et le "nombre de coups" cumulé. Morscher [Morscher, 2004; Morscher *et al.*, 2007] utilise l'énergie cumulée normée (telle que sa valeur à rupture soit égale à 1). Cette quantité, est multipliée par la valeur de la densité de fissures à saturation (obtenue par des observations) permet de reconstituer l'évolution de la densité de fissures (ceci suppose néanmoins que l'énergie apportée par unité de surface fissurée soit constante). Cette quantité permet aisément de mettre en évidence l'initiation et la saturation de l'endommagement. Dans de nombreux cas, les mesures d'émission acoustiques sont semi-quantitatives ; on considère des quantités normées car les valeurs absolues sont très dépendantes du protocole expérimental.

## II.3 Comportement en traction-pression interne du matériau de référence

La sollicitation de traction-pression interne est un type de chargement important relativement à l'application industrielle car elle permet de reproduire la plupart des sollicitations envisagées. L'épaisseur non nulle des tubes conduit à un chargement triaxial ; dans le repère cylindrique, la contrainte de dépouillement est de la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

Les directions des contraintes principales sont donc à  $\pm 45^\circ$  de la direction des fibres pour l'architecture de référence. La contrainte radiale, bien que non négligeable, reste faible (de l'ordre de 10% de  $\sigma_{\theta\theta}$ ), et on désignera par la suite ces essais comme "biaxés". Les essais présentés dans cette partie sont proportionnels, réalisés à taux de biaxialité constant. Le taux de biaxialité  $\alpha$  est défini par :

$$\alpha = \frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta\theta}}$$

Les différents essais ont été réalisés avec un asservissement "en force". La vitesse de sollicitation est donc imposée à  $\dot{\sigma}_{eq} = 1 \text{ MPa.s}^{-1}$ , en utilisant la contrainte équivalente suivante (la contrainte équivalente de Von Mises n'est pas utilisée, en l'absence de raison physique) :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sum_{ij} \sigma_{ij}^2}$$

L'ensemble des essais réalisés sur l'architecture de référence est présenté sur le tableau II.1.

$\alpha$	Nombre d'essais
$-\infty$ (compression simple)	3
-1	1
0 (circonférentiel pur)	3 + (1)
0,45 (pression interne)	3
0,87	(1)
1	1 + (1)
1,13	1
2	1 + (1)
$\infty$ (traction simple)	3 + 1 cyclé

TABLEAU II.1 – Liste des essais de traction-pression interne-compression sur la microstructure de référence. Les nombres entre parenthèses font référence à des essais qui ne sont pas entièrement exploitables (perte d'étanchéité).  $\alpha = 0,45$  correspond à un essai de pression interne simple, pour lequel l'huile exerce également une pression sur le fond de l'éprouvette, induisant une contrainte de traction (effet de fond). Pour un tube mince, on aurait dans ce cas  $\alpha = 0,5$ .

Le nombre d'essais pour chaque type de sollicitation est limité. En effet, le nombre limité d'essais et d'éprouvettes, les aléas expérimentaux (en particulier les problèmes d'étanchéité

parfois rencontrés en pression interne) ainsi que le grand nombre de chargements possibles et d'architectures étudiées n'ont pas permis de multiplier les essais identiques. Les valeurs pouvant être sujettes à une certaine variabilité, en particulier les contraintes à rupture, ne sont donc pas nécessairement représentatives et doivent être considérées avec prudence, en particulier lorsqu'un seul essai est disponible. Faute de pouvoir caractériser rigoureusement la dispersion de ces valeurs, l'ensemble des données obtenues est présentée. On verra néanmoins que dans les cas où plusieurs mesures sont effectuées (par exemple plusieurs courbes de comportement pour un même essai) la reproductibilité est souvent satisfaisante.

## II.3.1 Comportement mécanique

### II.3.1.1 Essais uniaxiaux

**Traction** Le comportement en traction des tubes E45-T45 est assez classique pour un composite SiC/SiC 2D testé à 45° de la direction du renfort (figure II.13).

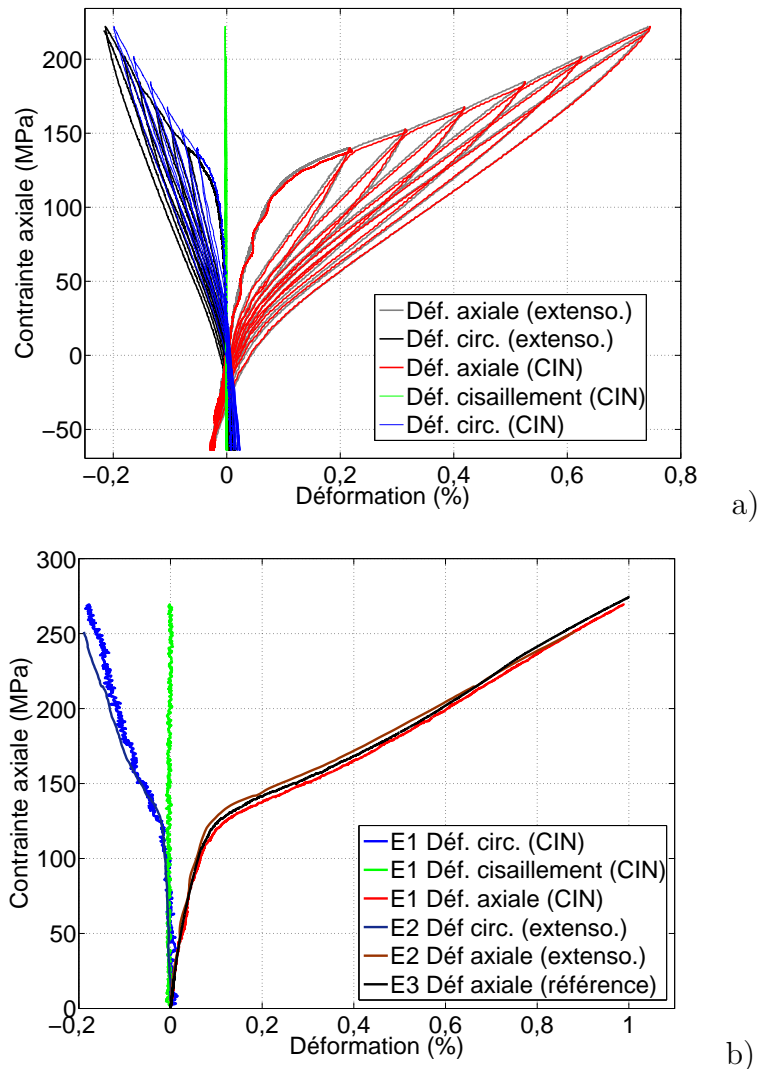


FIGURE II.13 – Essais de traction : a) Courbes contrainte-déformations sur E45-T45 pour un essai de traction cyclé, b) comparaison des courbes contrainte-déformations obtenues pour trois essais de traction monotones, pour différentes conditions de chargement et méthodes de mesure.

Le matériau n'a plus un comportement rigoureusement linéaire au delà de 50 MPa, qui ne semble pas être associé à de l'endommagement. La non-linéarité la plus importante débute aux alentours de 100 MPa et un point d'inflexion est visible aux alentours de 200 MPa. La rupture ultime se produit au maximum à 1% de déformation axiale et 273 MPa. La déformation circonférentielle due à l'endommagement est négative et celle-ci atteint à rupture environ  $-0.2\%$ . Les déformations résiduelles sont assez faibles, au maximum de l'ordre de  $5.10^{-4}$  pour l'essai de traction cyclé présenté. Les cycles d'hystérésis lors des charges-décharges, qui dépendent du couplage fibre/matrice, sont assez larges.

L'énergie cumulée normée d'émission acoustique est utilisée pour caractériser de façon globale l'évolution des mécanismes d'endommagement. En traction, celle-ci est négligeable avant 100 MPa, et l'inflexion des courbes de comportement vers 200 MPa coïncide avec le début d'un plateau sur la courbe d'énergie cumulée (II.14). Par analogie avec les mécanismes d'endommagement des minicomposites, le plateau peut être attribué à la saturation de la fissuration matricielle. La courbe de nombre de coups cumulés est de forme différente et ne présente pas une telle saturation. Le nombre d'événements acoustiques est important jusqu'à rupture, mais leur énergie est alors négligeable. En particulier, le changement de convexité vers 230 MPa de la courbe du nombre cumulé de coups n'est pas associé à une évolution notable de l'énergie cumulée. Toujours en raisonnant par analogie, ces événements en fin d'essai peuvent être attribués à des ruptures de fibres, qui semblent à la source d'une émission acoustique de faible énergie. Une explication possible de la différence entre ces deux quantités est que la fissuration matricielle initiale concerne des surfaces importantes (et donc une énergie libérée importante). La fissuration qui se produit ensuite serait principalement de la propagation vers le cœur des torons et des ruptures de fibre, qui représentent une surface fissurée inférieure. Un changement de pente est visible vers 150 MPa sur l'évolution de ces deux quantités. Malgré des comportements mécaniques macroscopiques tout à fait similaires pour ces essais, il faut noter que les mesures d'EA présentent une certaine dispersion.

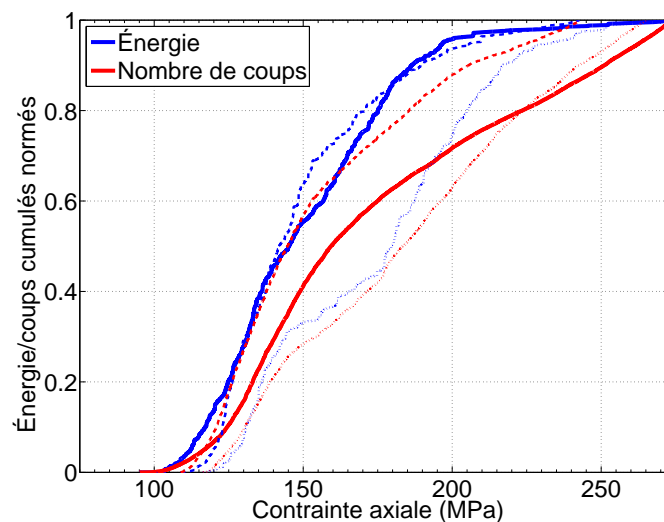


FIGURE II.14 – Comparaison de l'énergie cumulée et du nombre de coups cumulés normés en fonction de la contrainte appliquée pour les trois essais de traction monotone sur E45-T45.

Malgré un bruit de mesure plus élevé, les mesures de déformation par Corrélation d'Images Numériques (CIN) sont en très bon accord avec les déformations mesurées par

extensométrie (figure II.13 a). Les courbes mesurées par CIN sont légèrement lissées par moyenne mobile. L'écart est supérieur sur les déformations diamétrales. Il y a cependant une différence essentielle entre ces deux méthodes de mesure : l'extensomètre mesure la variation de distance entre deux points diamétralement opposés du tube ; la CIN mesure une déformation moyenne sur une hauteur importante du tube, supérieure à un motif élémentaire du tissage. La mesure par extensomètre est donc peut-être plus sensible à d'éventuelles hétérogénéités de déformation.

La comparaison entre les courbes de traction issues de conditions d'essais différentes permet d'illustrer la bonne reproductibilité du matériau et des essais (mise en œuvre et dépouillement associé, voir figure II.13 b). L'essai 1 (E1) est un essai sur la machine de traction-torsion (cisaillement non imposé à 0), asservi à  $\dot{\sigma}_{eq} = 1 \text{ MPa.s}^{-1}$ , les déformations étant mesurées par corrélation d'images. L'essai 2 (E2) est un essai sur la machine de traction-pression interne, asservi à  $\dot{\sigma}_{eq} = 1 \text{ MPa.s}^{-1}$  les déformations étant mesurées par extensométrie. L'essai 3 (E3) est un essai de traction de référence, réalisé sur une machine électromécanique pilotée en déplacement de la traverse, soit environ  $6.10^{-6} \text{ s}^{-1}$ , dotée d'extensomètres adaptés aux CMC. L'accord entre ces essais très différents est assez satisfaisant. Le matériau n'est également pas sensible à la vitesse de déformation aux vitesses considérées.

**Circonférentiel pur** L'essai circonférentiel pur est un essai de pression interne pour lequel l'effet de fond (pression de l'huile sur le fond de l'éprouvette) est compensé par le vérin. La contrainte axiale macroscopique est donc nulle. A la contrainte radiale près, cet essai est donc le plus similaire à un essai de traction simple, avec cette fois un chargement dans la direction orthoradiale. On constate que le comportement avant endommagement est très similaire au comportement en traction (figure II.15). Ceux-ci sont cependant différents après endommagement : à niveau de contrainte égal, la déformation dans la direction de sollicitation est inférieure dans le cas circonférentiel pur. Les contraintes et déformations à rupture sont aussi plus élevées : jusqu'à 360 MPa et 1,319 %. Les déformations dans la direction orthogonale à la direction de chargement évoluent de façon similaire.

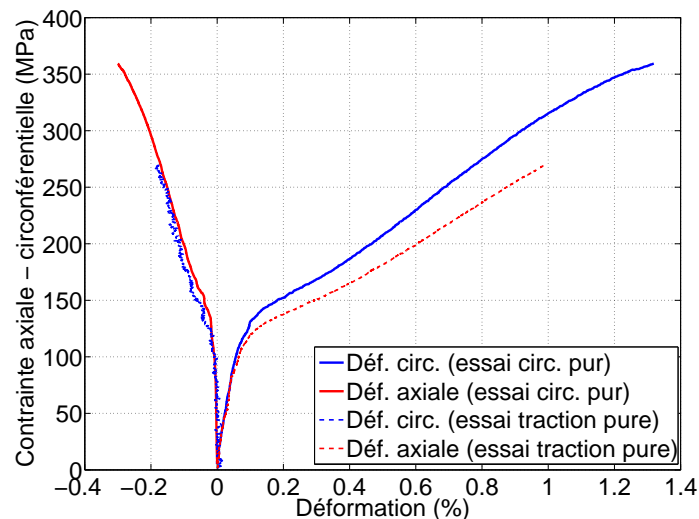


FIGURE II.15 – Comparaison des courbes contrainte-déformations pour les essais circonférentiel pur et de traction sur E45-T45. Les déformations de cisaillement sont négligeables.

L'émission acoustique dans le cas circonférentiel pur est plus reproductible qu'en traction

simple (figure II.16). L'endommagement débute à 120 MPa environ (100 MPa en traction simple). Aucun changement de pente vers 150 MPa n'est observé. L'énergie cumulée atteint une saturation vers 200 MPa ; cependant, à la différence de l'essai de traction, le nombre de coups cumulé atteint également un plateau.

Le comportement du composite dans la direction orthoradiale est donc significativement différent du comportement dans la direction axiale. Ce résultat est surprenant compte tenu du motif de tissage équilibré employé : les fibres du renfort sont à  $\pm 45^\circ$  et les fractions volumiques de fibres dans chacune des directions sont égales. Pour une plaque, les symétries du matériau résulteraient en des propriétés mécaniques équivalentes dans ces deux directions : un effet de structure n'est donc pas à exclure. En particulier, cette différence pourrait être due à la contrainte radiale, qui est la seule différence au niveau du chargement appliqué (au moins de manière macroscopique). L'émission acoustique mesurée pour ces deux types de sollicitations est également différente ; à l'inverse du cas présenté ici, des évènements de faible énergie semblent se produire en traction après saturation.

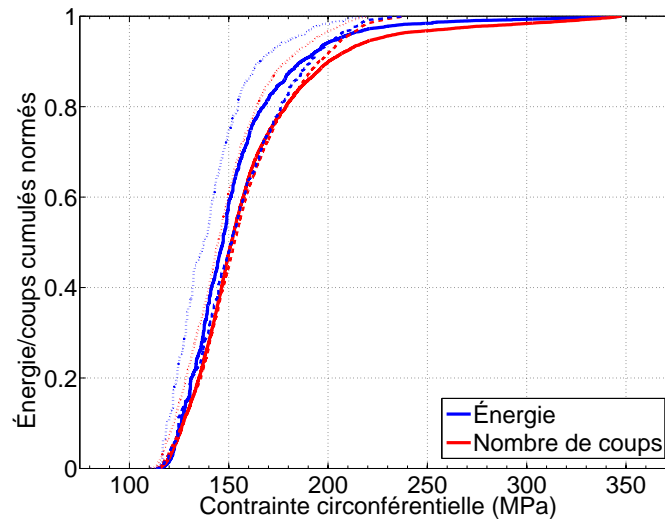


FIGURE II.16 – Comparaison de l'énergie cumulée et du nombre de coups cumulés normés en fonction de la contrainte appliquée pour les trois essais circonférentiels purs sur E45-T45.

**Compression** Contrairement aux données disponibles dans la littérature pour des essais de compression hors-axes à  $45^\circ$ , le comportement en compression est fortement non-linéaire (figure II.17). Deux changements de pente sont visibles sur les déformations circonférentielles. La première se produit vers  $-150$  MPa et correspond à la fin de la zone élastique linéaire. Cette non-linéarité est également visible sur les courbes de déformation axiale. Le comportement est alors quasi-linéaire jusqu'à une seconde rupture de pente vers  $-300$  MPa, beaucoup plus prononcée sur les déformations circonférentielles. La rupture finale se produit entre  $-375$  MPa et  $-400$  MPa, pour des déformations axiales de l'ordre de  $-0,3\%$ .

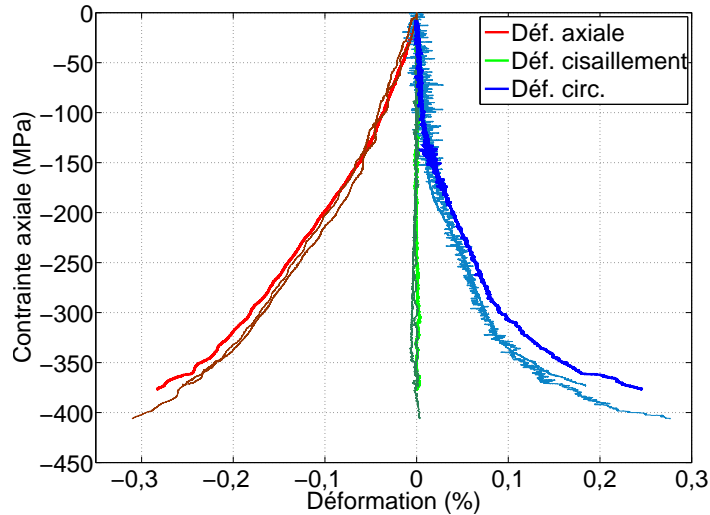


FIGURE II.17 – Courbes contrainte-déformations pour trois essais de compression sur E45-T45. L'un des essais est représenté en gras pour plus de clarté.

L'émission acoustique débute aux alentours de  $-300$  MPa et coïncide avec la deuxième non-linéarité observée sur les courbes de comportement (figure II.18). Les courbes du nombre cumulé de coups et d'énergie cumulée ne montrent pas de différences notables. Cet endommagement n'atteint pas de saturation et croît jusqu'à rupture.

Les essais de compression sont particulièrement sensibles aux problèmes d'alignements de l'échantillon relativement aux forces appliquées. Dans le cas où un tel désalignement existe, celui-ci induit un chargement de flexion parasite, qui tend à être amplifié par la déformation de l'éprouvette. Le comportement obtenu est assez reproductible pour les trois essais réalisés, y compris au niveau des contraintes à rupture, ce qui constitue une première validation de ces résultats. La procédure de traitement de la corrélation d'images utilisée permet la mesure de la rotation de corps rigide dans le plan d'observation, et permet une vérification supplémentaire, dont un exemple est présenté en figure II.19. L'angle de rotation est dans ce cas inférieur à  $0,032^\circ$ .

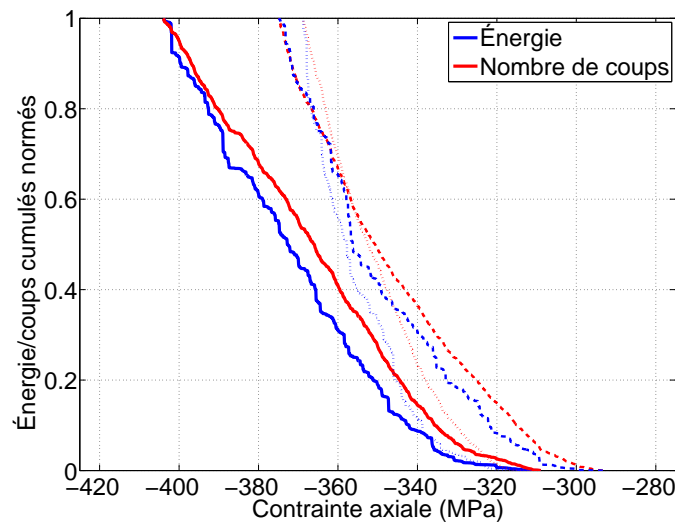


FIGURE II.18 – Comparaison de l'énergie cumulée et du nombre de coups cumulés normés en fonction de la contrainte appliquée pour les trois essais de compression sur E45-T45.



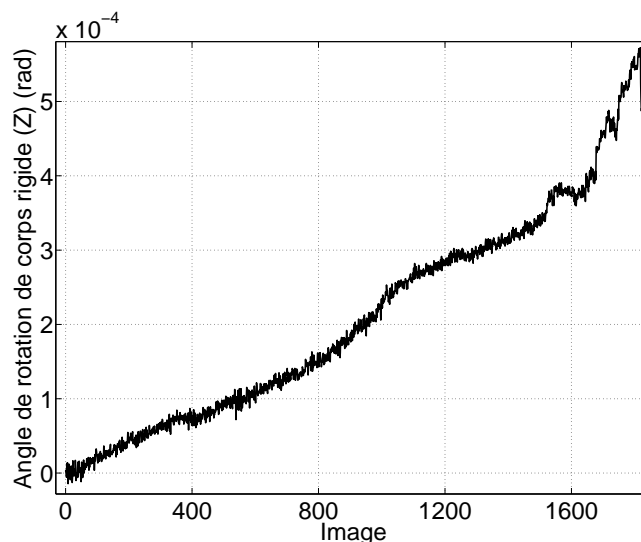


FIGURE II.19 – Angle de rotation de corps rigide mesuré pour un essai de compression.

### II.3.1.2 Essais biaxés

Une partie des courbes contrainte-déformations des essais biaxés réalisés sont présentées sur la figure II.20. Ces courbes ainsi que les essais non présentés dans cette partie sont incluses en annexe B.

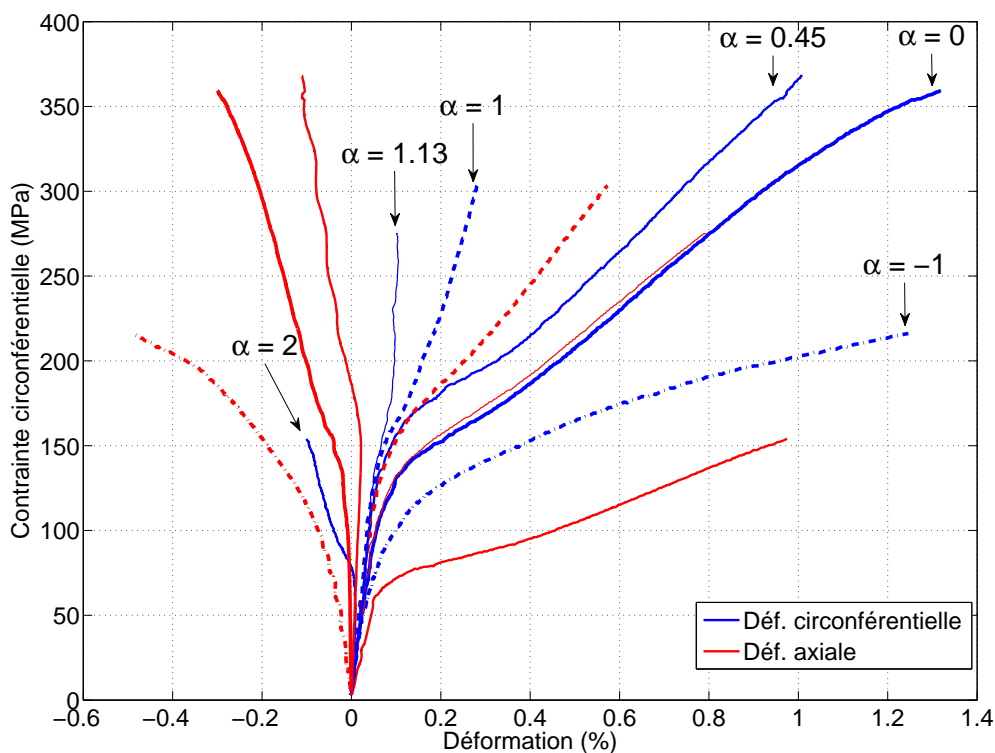


FIGURE II.20 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-pression interne réalisés. Les déformations de cisaillement sont négligeables et omises pour tous ces essais. Les deux composantes de déformation pour un même essai sont indiquées avec le même type de traits.

Le comportement varie de façon progressive entre l'essai circonférentiel pur ( $\alpha = 0$ ) et l'essai de traction ( $\alpha = \infty$ ). La déformation dans la direction la plus sollicitée ( $\underline{e}_\theta$  pour  $\alpha < 1$  et  $\underline{e}_z$  pour  $\alpha > 1$ ) est beaucoup plus importante que dans la direction orthogonale. La différence entre traction axiale et traction circonférentielle se retrouve dans le cas équi-biaxial ( $\alpha = 1$ ) pour lequel la déformation circonférentielle est nettement inférieure à la déformation axiale à un niveau de contrainte donné. A nouveau, la différence entre le comportement axial et circonférentiel observé n'est pas intuitive si l'on considère l'orientation de l'architecture fibreuse à  $\pm 45^\circ$ . L'essai de compression-pression interne ( $\alpha = -1$ ) se distingue par des courbes contrainte-déformations de forme "atypique" (comparables à la compression) et des niveaux de déformation à rupture importants.

### II.3.2 Limites à rupture et non-linéarité : bilan

Deux limites du domaine élastique sont définies suivant deux méthodes différentes. La première limite est basée sur les trois composantes des déformations mesurées. La définition de cette limite requiert le tenseur d'élasticité initial pour E45-T45. Le tenseur utilisé est celui déterminé plus loin (partie IV.1.2) issu des essais et en partie de calculs d'homogénéisation numérique (cohérent avec les résultats expérimentaux). Ses composantes en coordonnées cylindriques sont (en notation de Kelvin " $\sqrt{2}$ " pour les tenseurs d'ordre 4, dans l'ordre  $[rr, \theta\theta, zz, \theta z, zr, r\theta]$ )

$$\underline{\underline{K}} = \begin{pmatrix} 156 & 34 & 34 & 0 & 0 & 0 \\ 34 & 237 & 53 & 0 & 0 & 0 \\ 34 & 53 & 240 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 242 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 130 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 127 \end{pmatrix} \text{ (en GPa)}$$

Le critère de non-linéarité est défini comme :

$$\sqrt{\sum_{ij} (\epsilon_{ij} - \epsilon_{ij}^e)^2} = 2.10^{-4}$$

avec  $\epsilon_{ij}$  les composantes planes (dans le plan du composite) du tenseur de déformation mesurées expérimentalement et  $\epsilon_{ij}^e$  les composantes planes d'un tenseur des déformations élastiques "théorique"  $\underline{\underline{\epsilon}}^e = \underline{\underline{K}}^{-1} : \underline{\underline{\sigma}}$ . Les valeurs de contrainte pour lesquelles ce critère est atteint définissent une *limite de linéarité*.

La seconde limite du domaine élastique est définie à l'aide de l'énergie cumulée normée d'émission acoustique ( $E_{EA}$ ). Cette limite est atteinte pour la valeur proposée de :

$$E_{EA} = 10\%$$

Les valeurs de contrainte pour lesquelles ce critère est atteint définissent une *limite de début d'endommagement*.

$\alpha$	$\sigma_{\theta\theta}$ linéarité	$\sigma_{zz}$ linéarité	$\sigma_{\theta\theta}$ endom.	$\sigma_{zz}$ endom.	$\sigma_{\theta\theta}$ rupture	$\sigma_{zz}$ rupture
$-\infty$	0	-211	0	-334	0	-385
-1	82	-82	104	-104	216	-216
0	113	0	123	0	303	0
0,45	137	62	140	63	359	162
0,87	147	128	122	107	-	-
1	120	120	116	116	297	297
1,13	109	123	108	122	275	311
2	65	129	68	137	148	297
$\infty$	0	125	0	125	0	269

TABLEAU II.2 – Valeurs moyennes (en MPa) des contraintes limites de linéarité, de début d’endommagement et de rupture en traction-pression interne-compression monotone pour E45-T45.

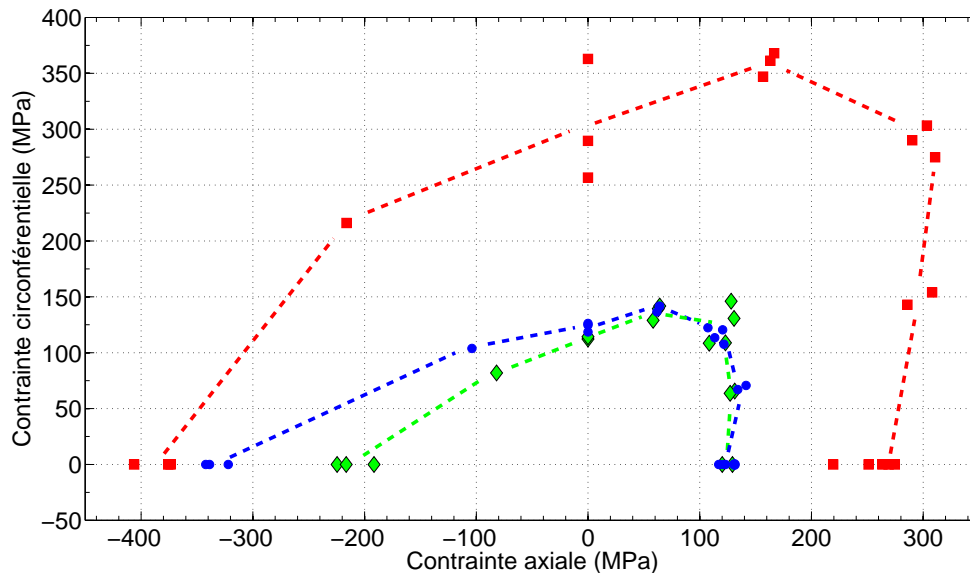


FIGURE II.21 – Lieux des ruptures (rouge) des limites de linéarité (vert), et des limites de début d’endommagement (bleu) dans le plan contrainte axiale-contrainte circonférentielle pour E45-T45. Les tirets sont un tracé manuel pour faciliter la lecture.

L’ensemble des valeurs obtenues pour les différents essais est représenté dans l’espace des contraintes sur la figure II.21. Les limites de non-linéarité et de début d’endommagement présentent moins de variabilité que les limites à rupture. Les deux limites choisies sont en bon accord pour les essais à taux de biaxialité positif. La différence pour les chargements en compression s’explique par la première non-linéarité qui ne provoque pas d’émission acoustique mesurable. La dissymétrie traction-compression est clairement mise en évidence. Les seuils de non-linéarité pour l’essai de traction et l’essai circonférentiel pur sont très similaires, malgré les différences de comportement visibles sur la figure II.15 et au niveau des contraintes à rupture. Les valeurs moyennes pour chaque type de sollicitation sont reportées dans le tableau II.2.

## II.4 Comportement en traction-torsion du matériau de référence

Bien que la traction-pression interne soit le chargement le plus important du point de vue de l'application, la traction-torsion permet de caractériser de manière plus approfondie l'anisotropie du comportement mécanique et, comme on le verra par la suite, l'étude des mécanismes d'endommagement (III.2.2). Dans le repère cylindrique, la contrainte de dépouillement est de la forme :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{\theta z} \\ 0 & \sigma_{\theta z} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

Les vecteurs propres du tenseur des contraintes macroscopique ne coïncident plus avec les vecteurs de base du repère cylindrique du tube, comme c'est le cas en traction-pression interne. Par exemple, ils sont à 45° de la direction axiale dans le cas de la torsion simple. Comme précédemment, les essais sont proportionnels. Le taux de biaxialité  $\beta$  est utilisé :

$$\beta = \frac{\sigma_{zz}}{\sigma_{\theta z}}$$

La vitesse de sollicitation est également imposée à  $\dot{\sigma}_{eq} = 1 \text{ MPa.s}^{-1}$  avec la même contrainte équivalente qu'en traction-pression interne. On rappelle que le matériau n'est pas sensible à la vitesse de sollicitation. L'ensemble des essais réalisés est présenté dans le tableau II.3.

$\beta$	Nombre d'essais
0 (torsion simple)	2 + 1 cyclé
0.5	2
1	1
1,1	1
2	2
-1	1

TABLEAU II.3 – Liste des essais de traction-torsion sur la microstructure de référence.

### II.4.1 Comportement mécanique

#### II.4.1.1 Torsion simple

Les courbes de comportement pour l'essai de torsion cyclé et les essais de torsion monotones sont reportées en figure II.22.

Les déformations axiales et circonférentielles sont faibles dans la zone élastique linéaire, indiquant que le matériau est approximativement de symétrie orthotrope dans les axes du repère cylindrique. Les déformations ne sont cependant pas rigoureusement nulles et la cause de celles-ci n'est pas élucidée. La non-linéarité débute entre 100 MPa et 150 MPa et se traduit par des déformations axiales et circonférentielles positives et de valeurs similaires. L'endommagement présente un caractère unilatéral comme dans le cas de la traction : les modules initiaux sont restaurés pour des contraintes de cisaillement négatives. Aucune déformation résiduelle n'est visible. Des cycles d'hystérésis, relativement étroits, sont également observés

lors des charges-décharges.

Les courbes de nombre de coups cumulés et d'énergie cumulée sont très similaires. L'endommagement débute vers 100 MPa de contrainte de cisaillement et la saturation semble se produire juste avant la rupture, vers 250 MPa.

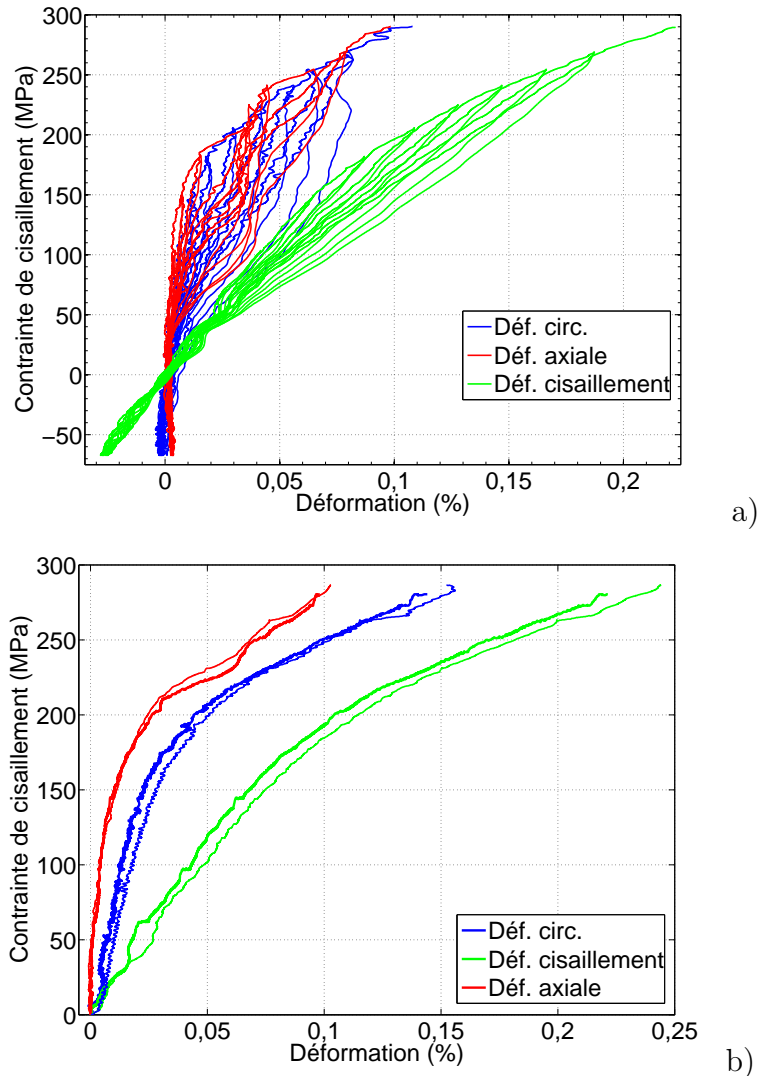


FIGURE II.22 – a) Courbes contrainte-déformations en torsion cyclée b) en torsion monotone sur E45-T45.

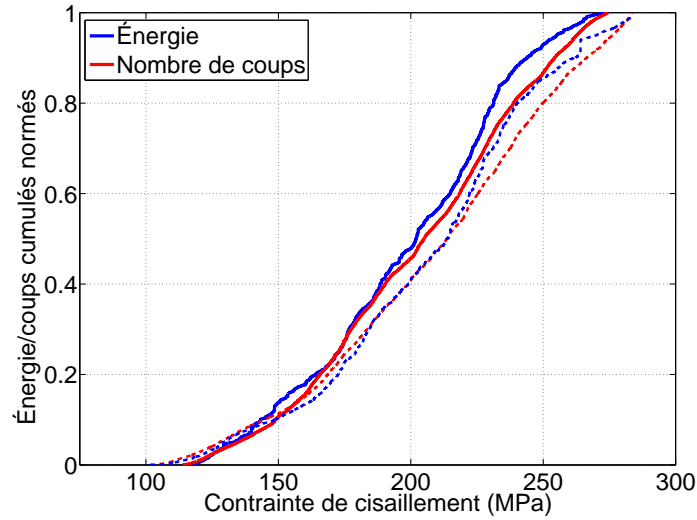


FIGURE II.23 – Comparaison de l'énergie cumulée et du nombre de coups cumulés normés en fonction de la contrainte appliquée pour les deux essais de torsion simple sur E45-T45.

### II.4.1.2 Essais biaxés

Les courbes de comportement pour une partie des essais réalisés sont représentées en figure II.24. La totalité des courbes expérimentales est présentée en annexe B.

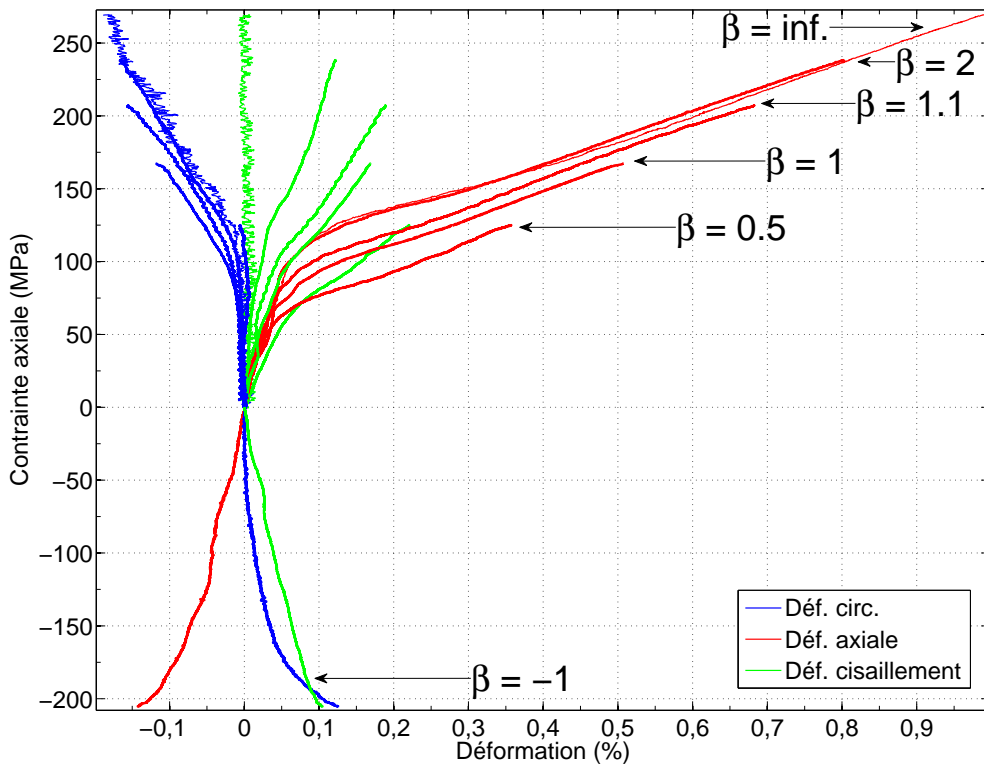


FIGURE II.24 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-torsion réalisés.

Le comportement évolue également de façon continue entre les différents taux de biaxialité testés. Les déformations à rupture diminuent à mesure que l'on tend vers un chargement

en torsion, ce qui est cohérent avec les comparaisons entre les chargements à  $0^\circ/45^\circ$  généralement présentées [Gasser *et al.*, 1996].

## II.4.2 Limites à rupture et non-linéarité : bilan

Les limites de linéarité et de début d'endommagement sont également définies comme en II.3.2. Celles-ci sont représentées pour tous les essais réalisés sur la figure II.25 et les valeurs moyennes dans le tableau II.4.

$\beta$	$\sigma_{zz}$ linéarité	$\sigma_{\theta z}$ linéarité	$\sigma_{zz}$ endom.	$\sigma_{\theta z}$ endom.	$\sigma_{zz}$ rupture	$\sigma_{\theta z}$ rupture
-1	-139	139	-178	178	-206	206
0	0	148	0	141	0	286
0,5	60	121	56	113	112	225
1	73	73	79	79	167	167
1,1	84	76	96	87	207	188
2	106	53	118	59	233	116

TABLEAU II.4 – Valeurs moyennes (en MPa) des contraintes limites de linéarité, de début d'endommagement et de rupture en traction-torsion pour E45-T45.

La reproductibilité des limites de linéarité et de début d'endommagement est à nouveau meilleure que celle des contraintes à rupture, par exemple pour les essais à  $\beta = 0,5$ . Comme précédemment, les limites sont en bon accord pour les taux de biaxialité positifs et sont sensiblement différentes en torsion-compression.

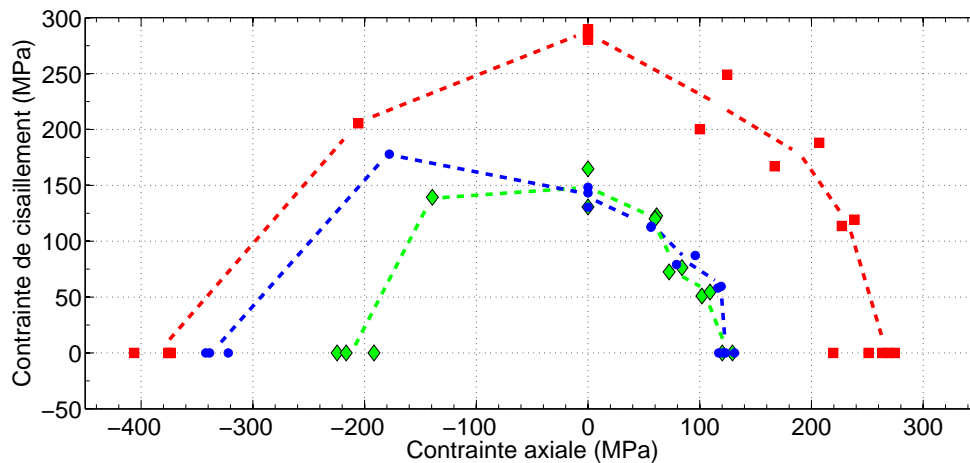


FIGURE II.25 – Lieux des ruptures (rouge), des limites de linéarité (vert), et des limites de début d'endommagement (bleu) dans le plan contrainte axiale-contrainte de cisaillement pour E45-T45. Les tirets sont un tracé manuel pour faciliter la lecture.

## II.5 Influence de l'architecture

Les trois autres microstructures ont été également testées en traction-torsion et traction-compression interne. Le nombre de taux de biaxialité étudiés est plus réduit. La liste des essais réalisés est présentée dans le tableau II.5.

Architecture E30-T45		Architecture E70-T45		Architecture E45-T60	
Essai	Nombre d'essais	Essai	Nombre d'essais	Essai	Nombre d'essais
$\alpha = 0$	1	$\alpha = 0$	1	$\alpha = 0$	2
$\alpha = 1$	2	$\alpha = 1$	2	$\alpha = 1$	1
$\alpha = \infty$	1	$\alpha = \infty$	1	$\alpha = \infty$	1
$\beta = 0$	3	$\beta = 0$	2	$\beta = 0$	3
$\beta = 1$	2	$\beta = 1$	2	$\beta = 1$	2

TABLEAU II.5 – Tableau des essais mécaniques proportionnels effectués pour les autres architectures.

### II.5.1 Comportement mécanique

On présente dans cette partie une comparaison qualitative du comportement des architectures étudiées. La figure II.26 résume l'ensemble des courbes de comportement pour les quatre architectures de l'étude et les cinq types de sollicitations.

- En traction (fig. II.26 a), les résultats sont conformes à l'intuition : les tubes possédant des fibres d'orientation plus proches de  $0^\circ$  (direction de traction) atteignent des contraintes plus élevées pour un niveau de déformation axiale donné. L'allure de la courbe de comportement des tubes E45-T60 est différente de celle des autres tubes, ce qui est attendu compte tenu de leur architecture bien différente : l'angle des couches de tissage, qui représentent une grande partie du tube, est à  $60^\circ$  alors que les trois autres architectures ont leurs couches de tissage à  $45^\circ$ .
- En torsion (fig. II.26 b), les déformations de cisaillement sont assez similaires mais il semble que ces dernières soient légèrement plus faibles lorsque l'angle des fibres est plus faible. Par contre, quelques différences sont visibles sur les autres composantes : si les tubes E45-T45 s'endommagent de manière assez conforme à une symétrie quadratique (les déformations axiales et diamétrales sont assez proches), ce n'est pas le cas des tubes E45-T60 et E30-T45. Les tubes E45-T60 ont une déformation axiale importante et une déformation circonférentielle faible, et inversement pour les tubes E30-T45. Cela est cependant en accord avec les angles des fibres, les tubes se déformant moins dans la direction la plus proche de la direction des fibres.
- Pour un chargement circonférentiel pur ( $\alpha = 0$  - fig. II.26 c), on retrouve les tendances inverses de celles constatées en traction, avec des contraintes atteintes plus élevées lorsque l'orientation des fibres se rapproche de la direction orthoradiale. Les contraintes atteintes par les tubes E45-T60 sont particulièrement élevées ( $\simeq 510$  MPa, soit 1210 bar dans le tube en question).



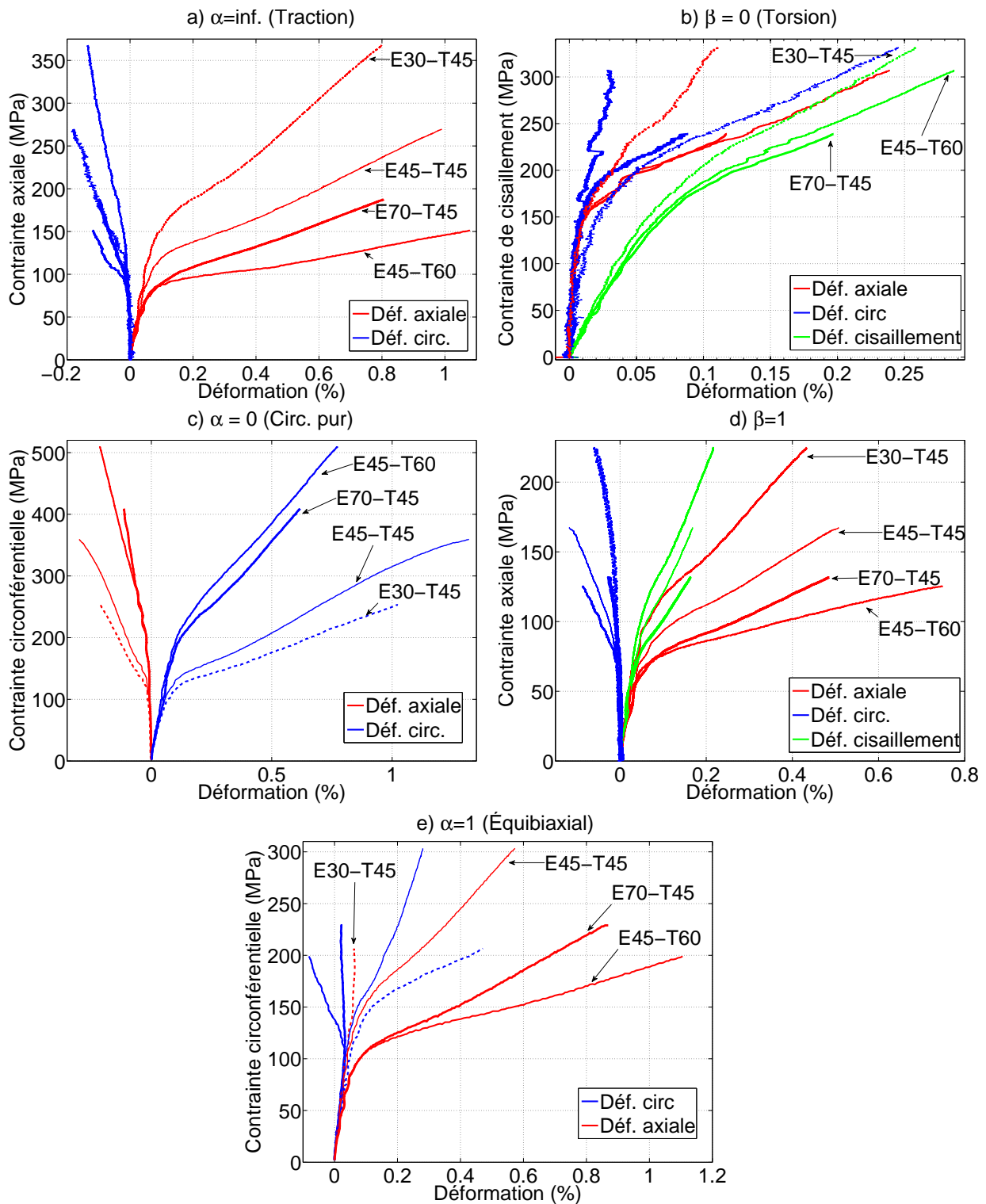


FIGURE II.26 – Comparaison des courbes contrainte-déformation pour les essais réalisés sur les quatre architectures, en traction a), torsion b), circonférentiel pur c), traction-torsion  $\beta = 1$  d), traction-pression interne  $\alpha = 1$  e). Pour des raisons de lisibilité, les courbes de E45-T45 ont été omises sur la figure b). Les extrémités de courbes permettent de repérer aisément les courbes correspondant à une même architecture.

- En traction-torsion ( $\beta = 1$  - fig. II.26 d), l'interprétation est plus difficile que dans les cas uniaxiaux, mais les résultats sont en accord avec les tendances de l'essai de

traction et celui de torsion. Les courbes de cisaillement du E70-T45 et E45-T60 sont confondues.

- Enfin, en traction-pression interne ( $\alpha = 1$  - fig. II.26 e), on constate que le comportement des différentes architectures est radicalement différent. Le comportement des tubes E45-T60 et E70-T45 est similaire à celui en traction, semblant indiquer un endommagement préférentiellement de normale  $\underline{e}_z$  (direction la plus "faible"). Les tubes E30-T45 présentent la tendance inverse (endommagement orthoradial), mais se déforment moins. La différence entre les déformations axiales et circonférentielles est moins marquée pour l'architecture de référence, qui est certes moins anisotrope mais dont les propriétés dans les directions axiales et circonférentielles ne sont pas identiques (figure II.15).

## II.5.2 Début de l'endommagement et rupture

La figure II.27 présente une comparaison des limites à rupture et des limites de début d'endommagement pour les quatre architectures testées et les valeurs moyennes sont indiquées dans les tableaux II.6 et II.7.

Le matériau E45-T45 est pour tous les cas de sollicitation étudiés un bon compromis, ayant des propriétés similaires dans ses directions axiales et orthoradiales. Cette symétrie semble aussi lui conférer de meilleures propriétés relativement aux autres matériaux pour les valeurs de  $\alpha$  aux alentours de 1. Le matériau E30-T45 possède les meilleures propriétés en traction-torsion mais est bien entendu le moins résistant en traction-pression interne, même si sa contrainte à rupture pour un chargement circonférentiel pur n'est que légèrement inférieure à celles des tubes E45-T45 en traction. Enfin, pour les architectures à angles de fibres plus élevés, le matériau E45-T60 présente une limite à rupture en pression interne de l'ordre de 100 MPa supérieure à celle du tube E70-T45, pour une rupture en traction environ 50 MPa plus faible.

Architecture E30-T45		Architecture E70-T45		Architecture E45-T60	
Essai	Limite endom.	Essai	Limite endom.	Essai	Limite endom.
$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 115$	$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 184$	$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 191$
$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 120$	$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 85$	$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 103$
$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 148$	$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 76$	$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 80$
$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 145$	$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 149$	$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 128$
$\beta = 1$	$\sigma_{zz} = 92$	$\beta = 1$	$\sigma_{zz} = 65$	$\beta = 1$	$\sigma_{\theta z} = 65$

TABLEAU II.6 – Tableau (en MPa) des contraintes limites de début d'endommagement pour les autres architectures (E30-T45, E70-T45 et E45-T60).

Architecture E30-T45		Architecture E70-T45		Architecture E45-T60	
Essai	Limite rupture	Essai	Limite rupture	Essai	Limite rupture
$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 253$	$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 409$	$\alpha = 0$	$\sigma_{\theta\theta} = 510$
$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 206$	$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 229$	$\alpha = 1$	$\sigma_{\theta\theta} = 199$
$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 151$	$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 188$	$\alpha = \infty$	$\sigma_{zz} = 368$
$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 316$	$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 243$	$\beta = 0$	$\sigma_{\theta z} = 295$
$\beta = 1$	$\sigma_{zz} = 224$	$\beta = 1$	$\sigma_{zz} = 140$	$\beta = 1$	$\sigma_{\theta z} = 124$

TABLEAU II.7 – Tableau (en MPa) des contraintes à rupture moyennes pour les autres architectures (E30-T45, E70-T45 et E45-T60).

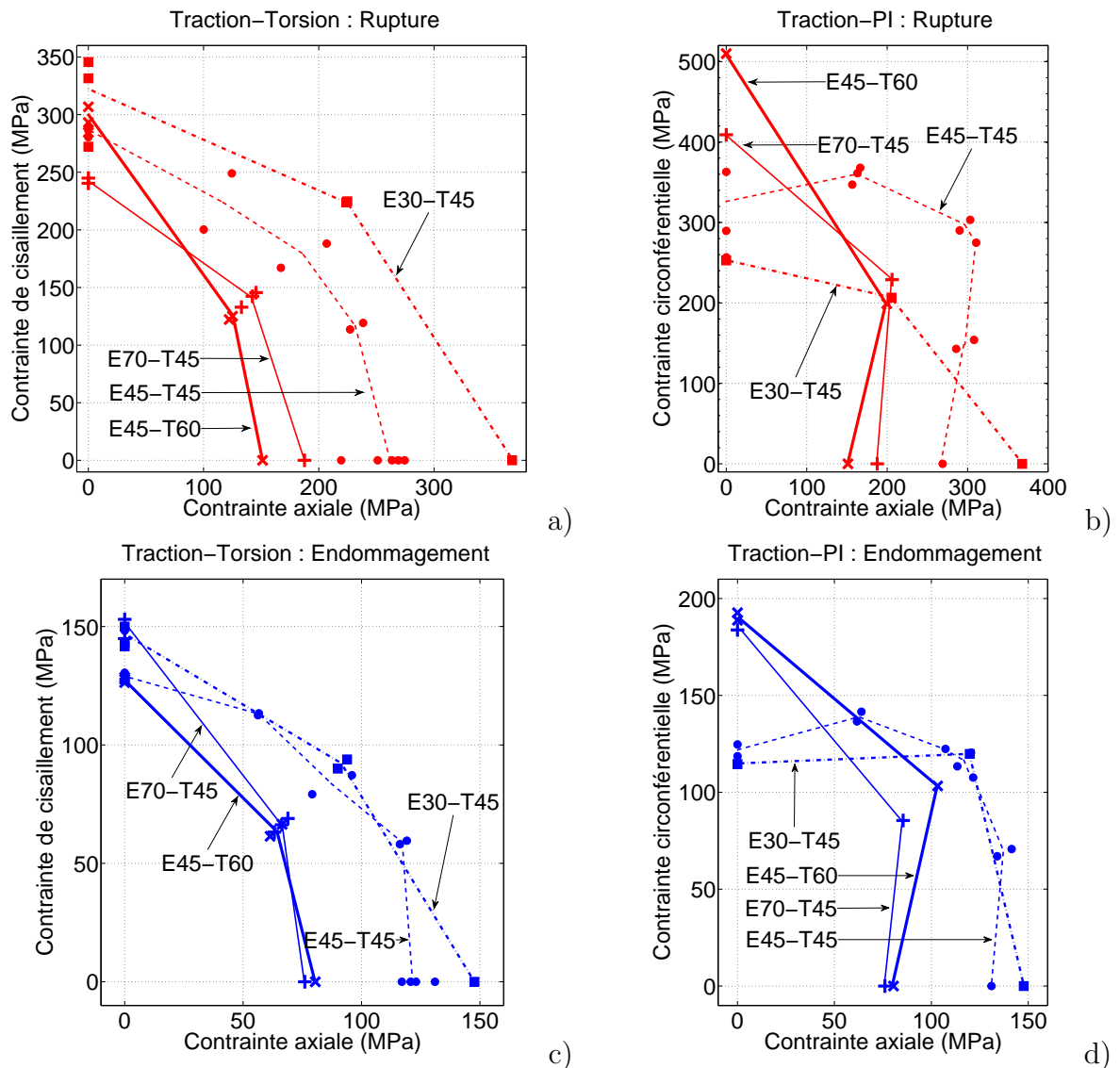


FIGURE II.27 – Comparaison des lieux des ruptures en traction-torsion a), en traction-pression interne b) et des limites de début d'endommagement en traction-torsion c), en traction-pression interne d) dans l'espace des contraintes pour les quatre architectures. Les traits continus ne sont représentés que par souci de clarté et relient les valeurs moyennes pour chaque type d'essais.

## II.6 Essai de structure : flexion

Un essai de structure est tel que l'état de contrainte dans l'objet étudié est hétérogène, étant donné la géométrie et les chargements appliqués. L'essai de flexion quatre points est un essai de structure qui reste relativement simple, pour lequel le matériau est principalement sollicité en traction et compression dans la direction axiale. Le champ de contrainte dépend peu (idéalement pas) de la position axiale entre les deux appuis centraux. Dans la zone la plus sollicitée, les hétérogénéités de contrainte sont moins importantes qu'en flexion trois points, pour laquelle la contrainte est concentrée sous l'appui central.

L'intérêt de la réalisation d'un tel essai sur tubes composites SiC/SiC est double [Celce *et al.*, 2013] :

- D'un point de vue industriel, le chargement en flexion sous poids propre est un chargement mécanique rencontré par la gaine combustible lors des opérations de maintenance. Il est donc important de caractériser le comportement du matériau sous ce type de chargement. La flexion quatre points n'est pas équivalente à la flexion sous poids propre, mais cette dernière est complexe à reproduire de manière contrôlée (effort linéique).
- La simulation d'un tel essai de structure et sa comparaison avec les résultats expérimentaux peut constituer une validation des modèles de comportement construits et identifiés sur des essais quasi-homogènes (IV.3).

Le montage de flexion réalisé (présenté en II.2.1.3) permet la mesure de déplacements par corrélation d'images sur les différents points du montage ainsi qu'une grande partie du tube. Trois essais sur tubes d'environ 100 mm ont été réalisés et sont présentés ici. Un unique essai sur tube 200 mm est présenté en annexe D.

### II.6.1 Comportement macroscopique

Trois tubes d'architecture E45-T45 ont été testés dans la configuration "100 mm". La distance entre les centres des deux appuis centraux est de 27 mm et celle entre les deux appuis externes est de 82 mm. La reproductibilité des essais est excellente en termes de comportement (figure II.28) et des contraintes à rupture (tableau II.8). Les ruptures semblent débiter en partie supérieure des tubes (côté en compression) et ne semblent pas localisées sous un appui.

La flèche du tube est évaluée par le capteur de déplacement et par corrélation d'images numériques. Les points de mesure sont différents : le capteur de déplacement est un "palpeur" au contact de la surface inférieure centrale du tube, alors que la corrélation d'images mesure le déplacement du centre du tube, sur l'axe. L'accord entre les deux méthodes est cependant satisfaisant. Un comportement élastique endommageable classique est obtenu (début de l'endommagement vers 500 N), mais ne montre pas de changement de pente dû à une éventuelle saturation de l'endommagement. L'émission acoustique ne présente pas non plus de saturation.

Pour des raisons de clarté et de concision, les quantités plus locales étudiées par la suite seront illustrées par les résultats sur l'essai 2. Compte tenu de la bonne reproductibilité des

essais, les conclusions tirées de ces résultats sont très similaires à celles tirées des essais 1 et 3.

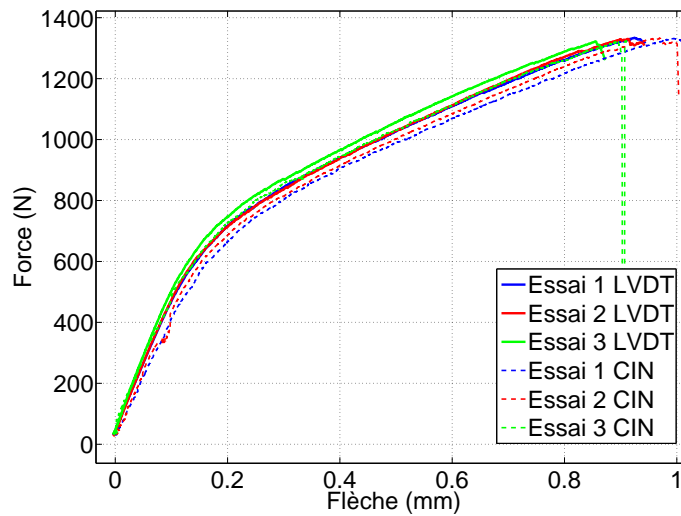


FIGURE II.28 – Comparatif des courbes flèche-force pour les essais de flexion réalisés, obtenues par le capteur de déplacement (LVDT) et par corrélation d'images. La flèche nulle ne correspond pas exactement à une force nulle du fait d'une petite précharge de 30 N appliquée initialement.

Essai	Dép. traverse	Force max.	Flèche à rupt.	Rupture
Essai 1	0,2 mm/min	1334 N	0,944 mm	Proche rouleau int. gauche - haut
Essai 2	0,2 mm/min	1330 N	0,942 mm	Centre - haut
Essai 3	0,2 mm/min	1322 N	0,872 mm	Proche rouleau int. droit - haut

TABLEAU II.8 – Liste des essais de flexion en configuration 100 mm.

## II.6.2 Analyse de l'essai par corrélation d'images numériques

### II.6.2.1 Validation de la cinématique

La cinématique de l'essai de flexion réalisé est vérifiée par corrélation d'images numériques. Les translations et rotations des points d'appui sont évaluées par quelques points de corrélations placés sur les "rouleaux" (rotations) et guidages linéaires (translations) (figure II.29).

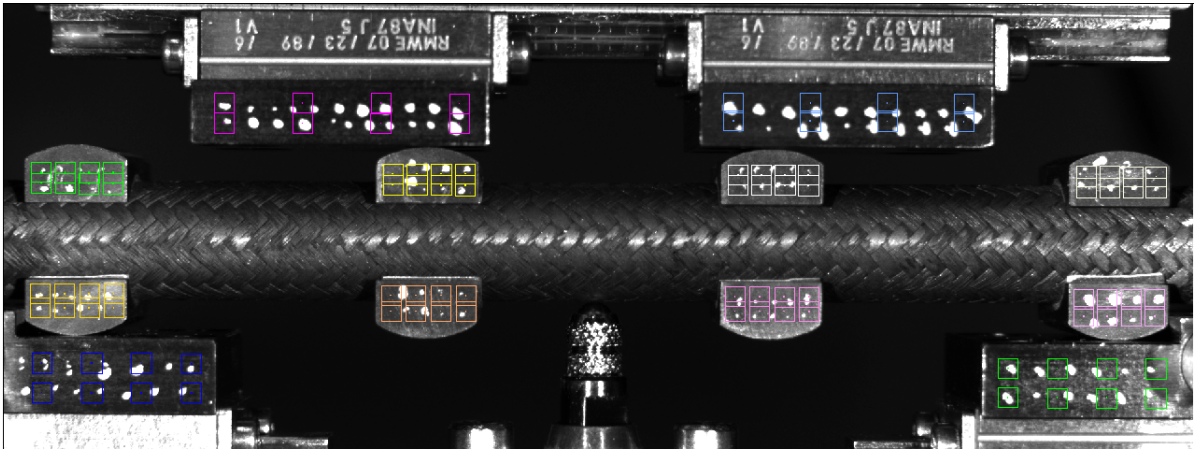


FIGURE II.29 – Vue du montage et domaines de corrélation (carrés colorés) placés sur les éléments du montage pour la vérification de la cinématique d'ensemble.

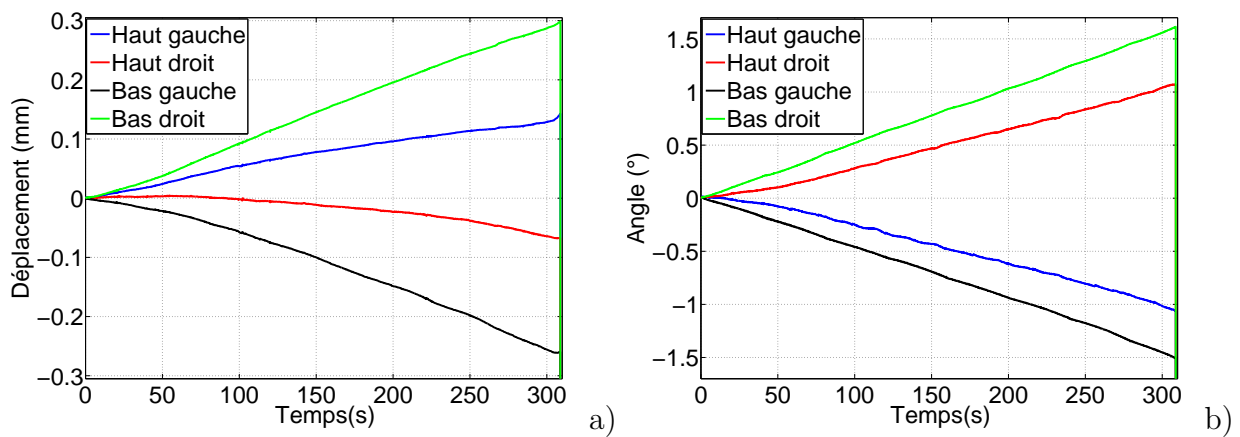


FIGURE II.30 – Évolution au cours de l'essai des paramètres cinématiques des éléments du montage de flexion pour l'essai 2.

La symétrie de ces mouvements permet de vérifier l'application correcte des forces. Les différentes pièces du montage sur lesquelles ces mesures sont effectuées sont supposées indéformables, ce qui permet un calcul très simple des mouvements de corps rigide. Ces grandeurs mesurées sont présentées à titre d'exemple pour l'essai 2 sur la figure II.30. Les translations montrent une légère dissymétrie, qui traduit un mouvement de corps rigide (translation axiale) de l'ordre de 20 à 30  $\mu\text{m}$ . Le mouvement de corps rigide le plus important rencontré est pour l'essai 3 et reste modéré : environ 150  $\mu\text{m}$  en fin d'essai. Les rotations sont symétriques pour l'ensemble des essais.

### II.6.2.2 Profils de déformation axiale et endommagement

La déformation axiale moyenne entre les points d'appui centraux du tube est mesurée à différentes positions verticales. Pour chaque rangée horizontale de points de corrélation dans cette région, la déformation axiale moyenne est calculée par une régression linéaire sur les valeurs de déplacement axial. Les résultats obtenus sur l'essai 2 sont présentés en figure II.31 pour différents niveaux de force appliquée (les niveaux choisis correspondent respectivement à 1, 25, 50, 75 et 100% de l'énergie d'émission acoustique cumulée, grandeur qui sera définie

au chapitre suivant).

Le profil de déformation est linéaire, et la fibre neutre est approximativement située sur l'axe du tube avant apparition de l'endommagement. Avec le développement de l'endommagement, la dissymétrie traction-compression se manifeste par des déformations plus importantes du côté inférieur (en traction). La fibre neutre se déplace donc vers le haut, et atteint environ 2 mm au dessus de l'axe du tube à rupture. Les déformations atteintes sur les surfaces inférieures et supérieures du tube (soit  $\pm 4,8$  mm) ne peuvent pas être mesurées. On peut cependant raisonnablement supposer que celles-ci sont au moins de 0,9% et -0,4% respectivement. Du côté en compression, cette déformation de  $-0,4\%$  est supérieure (en intensité) aux niveaux atteints pour les essais de compression simple ( $\simeq -0,3\%$ ) et peut donc être mise en relation avec la localisation des ruptures en partie supérieure des tubes.

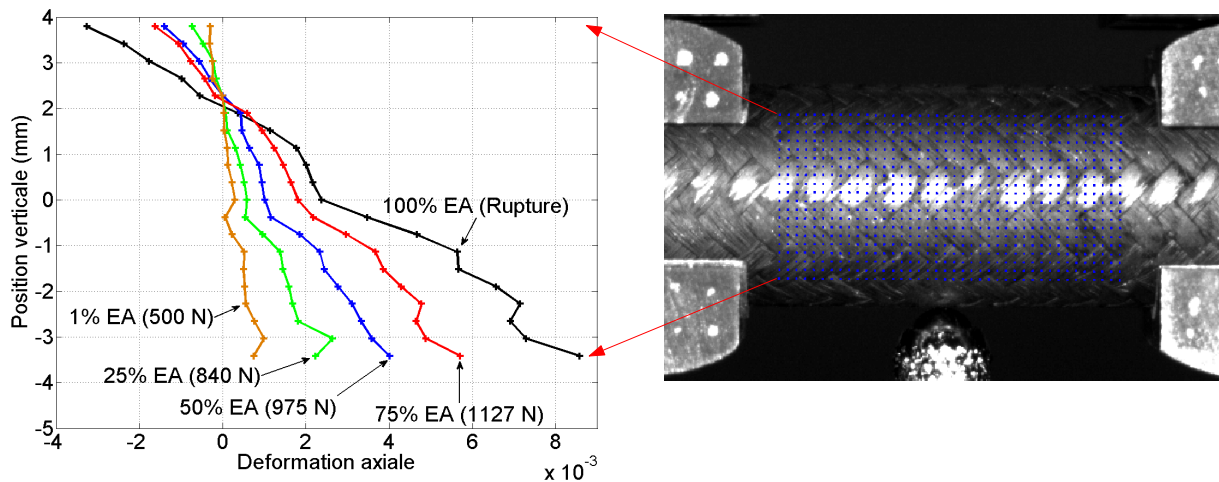


FIGURE II.31 – Profils verticaux de déformation axiale de la zone entre les appuis centraux, pour différents niveaux d'effort appliqué (essai 2).

## II.7 Conclusions sur la base expérimentale obtenue

Des méthodes expérimentales ont été mises au point pour caractériser de manière approfondie le comportement de tubes SiC/SiC pour différents cas de chargements. La corrélation d'images permet la mesure des trois composantes de la déformation macroscopique dans le plan. Le comportement des tubes E45-T45 a été caractérisé de manière approfondie : une trentaine d'essais monotones proportionnels de traction-pression interne et de traction-torsion ont été réalisés. Le comportement élastique-endommageable de ce matériau est assez classique pour un composite SiC/SiC, pour la plupart des types de sollicitations étudiés. Les points remarquables de ce comportement sont les suivants :

- Malgré les symétries attendues, le comportement au delà de la zone linéaire des tubes E45-T45 est différent en traction et sous pression interne dans la direction de chargement. Le comportement dans la direction transverse est cependant très similaire (figure II.15).
- Le comportement des tubes E45-T45 en compression montre une non-linéarité importante, en deux phases (la première vers  $-120$  MPa et la deuxième vers  $-300$  à  $350$  MPa), contrairement aux données expérimentales disponibles dans la littérature pour la compression hors-axes. Ce comportement est reproductible (figure II.17).

Ces différents résultats sur le comportement macroscopique constituent une base expérimentale riche pour la compréhension, la construction de modèles et leur identification. Malgré l'absence de relation directe entre les quantités globales mesurées et les mécanismes qui en sont responsables, l'émission acoustique constitue un indicateur simple du développement des mécanismes d'endommagement. A ce titre, l'énergie cumulée d'émission acoustique atteint une saturation pour la plupart des chargements étudiés et semble donc pouvoir être mise en relation avec la fissuration matricielle. Cette grandeur a été proposée pour définir des limites de début d'endommagement qui coïncident avec la non-linéarité du comportement mécanique pour la majorité des chargements étudiés. En compression, la limite basée sur l'émission acoustique diffère de la limite basée sur la non-linéarité de la réponse contrainte-déformations, du fait de l'absence d'évènements acoustiques enregistrés au niveau de la première non-linéarité. Dans le chapitre suivant, une caractérisation des mécanismes d'endommagement sera effectuée sur ces essais.

La caractérisation de tubes munis d'architectures fibreuses différentes fournit également de premières données quantitatives concernant l'effet de l'architecture sur les propriétés mécaniques. Les tendances attendues sont confirmées, à savoir que les contraintes à rupture sont plus importantes et les déformations plus faibles lorsque les fibres sont alignées avec la direction de sollicitation. *L'effet très important de l'enroulement filamentaire sur les propriétés macroscopiques est démontré* : en traction par exemple, une variation de l'angle d'enroulement de  $15^\circ$  (de  $45^\circ$  à  $30^\circ$ ) induit, à contrainte égale, une déformation axiale moitié moindre. Sous chargement équi-biaxial (donc sans direction privilégiée) le comportement des architectures E45-T45, E30-T45 et E70-T45 est également très différent.

Enfin, un essai de flexion adapté aux tubes SiC/SiC a été développé. Le comportement en flexion montre une très bonne reproductibilité. Les mesures de champs par corrélation d'images numériques ont permis de mettre en évidence la dissymétrie du comportement mé-



canique entre traction et compression. Après élaboration et identification de notre modèle de comportement sur la base d'essais quasi-homogènes (traction, pression interne, torsion, compression), ces résultats seront confrontés aux simulations numériques.

# Chapitre III

## Analyse des mécanismes de déformation

### Sommaire

---

III.1 Mécanismes d'endommagement des composites SiC/SiC textiles . . . . .	<b>68</b>
III.2 Caractérisation de l'orientation des fissures . . . . .	<b>74</b>
III.2.1 Endommagement en traction-pression interne-compression . . . . .	74
III.2.2 Endommagement en traction-torsion . . . . .	79
III.2.3 Observations : bilan . . . . .	85
III.3 Analyse par corrélation d'images numériques des mécanismes de déformation à l'échelle du toron . . . . .	<b>87</b>
III.3.1 Principe et hypothèses . . . . .	87
III.3.2 Post-traitement . . . . .	91
III.3.3 Résultats . . . . .	95
III.3.4 Conclusions . . . . .	105
III.4 Chargements complexes : comportement macroscopique et endommagement . . . . .	<b>106</b>
III.4.1 Endommagements indépendants : torsion alternée . . . . .	106
III.4.2 Endommagements en interaction . . . . .	108
III.4.3 Refermeture et réorientation des torons . . . . .	111
III.5 Synthèse : mécanismes de déformation . . . . .	<b>114</b>

---

## III.1 Mécanismes d'endommagement des composites SiC/SiC textiles

Différentes questions se posent concernant la description de l'endommagement des composites SiC/SiC à renfort textile. L'endommagement est souvent réparti en différentes familles dont la nature (géométrie, localisation, cinétique d'apparition au cours de chargement...) est différente. L'orientation des fissures, relativement bien connue dans le cas d'un essai de traction dans les axes, est un problème encore ouvert dans le cas d'un essai hors-axes, du fait de l'absence de caractérisations dans le volume. La densité de ces fissures, c'est-à-dire la surface fissurée par unité de volume de matière est également difficile à caractériser, car obtenue par des observations de surface (externe ou en coupe). Les données disponibles dans la littérature sur l'endommagement de ce type de composites SiC/SiC à renfort textile sont présentées ici.

**Endommagement dans les axes : scénario** L'endommagement d'un composite SiC/SiC tissé 2D lors d'une traction dans les axes du composite a fait l'objet de multiples études [Guillaumat, 1994; Forio, 2000]. Le "scénario" d'endommagement qui est proposé par ces auteurs est le suivant [Lamon, 2001] :

1. Les premières fissures hors-plan (ayant leur normale dans le plan du composite) s'amorcent de façon très précoce dans la matrice périphérique, au niveau des macroporosités, qui constituent des concentrations de contrainte au sein du matériau.
2. Des fissures hors-plan se forment ensuite au sein des torons transverses (donc mal orientés relativement au chargement) et des fissures dans le plan se forment au sein de la matrice entre les torons (décohésion inter-fils).
3. Enfin, au delà, les torons longitudinaux suivent un processus de microfissuration similaire aux minicomposites. Ces fissures ne propagent pas dans les torons transverses. Cette fissuration finit par saturer.

Plus récemment, des tendances très similaires ont aussi été observées sur des composites SiC/SiC tissés 3D [Grippeon, 2013] (figure III.1 a). La cinétique de cet endommagement a été mesurée par des micrographies in-situ (vue "sur la tranche", de l'épaisseur du composite) pour des essais de traction dans les axes (figure III.1 b). La présence d'effets de bord pour ce type d'observations n'est pas à exclure. Les trois grands types de fissuration y sont mis en évidence, malgré des seuils d'apparition différents, certainement expliqués par les différences de nature du matériau. Les trois types de fissurations matricielles évoluent de manière décalée. En particulier, la fissuration dans la matrice périphérique sature avant les fissurations à cœur du matériau.

**Pas de fissuration et cinétique du dommage** Les valeurs rapportées dans la littérature du pas de fissuration à saturation pour différents matériaux sont assez variables (y compris pour le même matériau), mais restent de l'ordre de quelques centaines de microns. Ces mesures dépendent fortement du matériau, de la méthode utilisée et de la famille étudiée (matrice périphérique ou cœur des torons). Ce pas de fissuration est d'environ 400  $\mu\text{m}$  [Rohmer, 2013], en surface, sur des composites d'architecture différente mais de même

microstructure que ceux étudiés ici, de 150 à 400  $\mu\text{m}$  (en fonction du type de fissures considéré) dans [Grippon, 2013], environ 270  $\mu\text{m}$  pour des matériaux plus anciens [Guillaumat, 1994], entre 80  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$  pour d'autres types de composites SiC/SiC [Morscher, 2004]. L'ensemble des valeurs généralement rapportées est du même ordre de grandeur que celles issues de la caractérisation des minicomposites 1D présentée dans [Chateau, 2011] (il n'y a pas de distinctions entre différentes familles, dans ce cas), soit entre 200  $\mu\text{m}$  et 500  $\mu\text{m}$ .

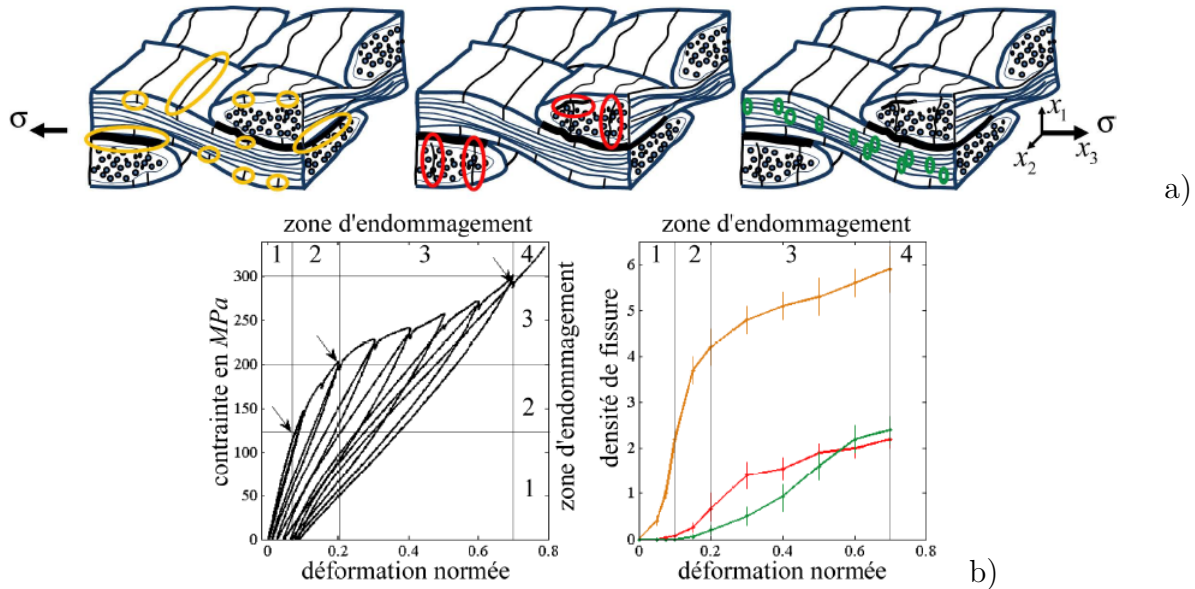


FIGURE III.1 – a) Classement des différentes familles de fissures (dans la matrice périphérique, dans les torons transverses et dans les torons longitudinaux) et b) Mesures de l'évolution de leurs densités en fonction de la déformation macroscopique pour un composite SiC/SiC tissé 3D (figures tirées de [Grippon, 2013]).

L'évolution de la fissuration en fonction du chargement peut être évaluée de manière directe (figure III.1 b) ou par des méthodes indirectes comme l'émission acoustique, mentionnée précédemment (II.2.4.2). La réduction de la vitesse du son dans le matériau constitue aussi une bonne mesure de la chute des modules élastiques due à l'endommagement [Morscher, 1999; Morscher et Gyekenyesi, 2002]. L'endommagement peut aussi être évalué de façon indirecte par des mesures de conductivité thermique [ElYagoubi *et al.*, 2014] ou électrique [Smith *et al.*, 2008].

**Orientation du dommage hors-plan** Dans le cas d'une sollicitation dans les axes du composite, il est établi que *les fissures ont majoritairement pour normale la direction de chargement*. L'orientation de l'endommagement dans les CMC dans le cas d'un chargement de traction hors-axes est au contraire un problème qui n'est pas complètement élucidé. La fissuration de la matrice périphérique est, selon plusieurs auteurs, orientée différemment de celle à cœur [Aubard *et al.*, 1994; Pluvinage *et al.*, 1996]. Il est proposé que la fissuration dans la matrice périphérique soit perpendiculaire à la direction de chargement, alors que la fissuration intra-torons serait orientée perpendiculairement aux fibres. S'il s'agit des mêmes fissures dont la propagation est déviée à l'arrivée dans une zone de forte densité de fibres, alors la géométrie d'un tel endommagement dans le volume n'est pas claire (figure III.2 a)

il n'est pas exclu que celui-ci soit causé par des "effets de bord" spécifiques aux observations réalisées.

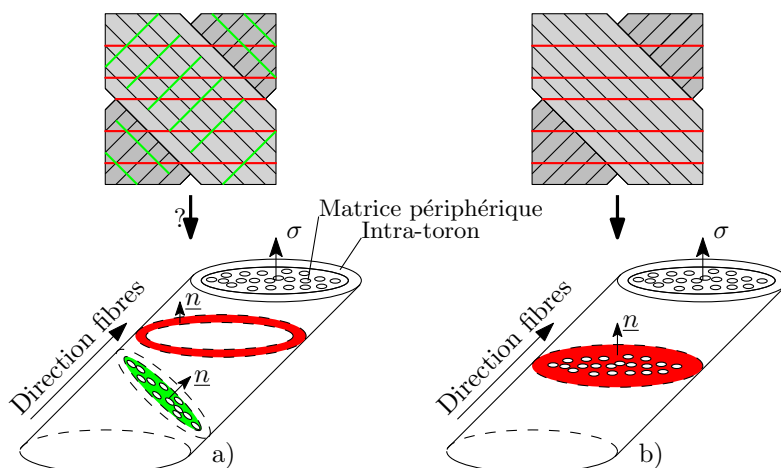


FIGURE III.2 – Orientation de l'endommagement hors-plan lors d'un essai hors-axes : a) fissuration de la matrice périphérique orientée par le chargement et fissuration à coeur orientée par les fibres, b) fissuration uniquement orientée par le chargement.

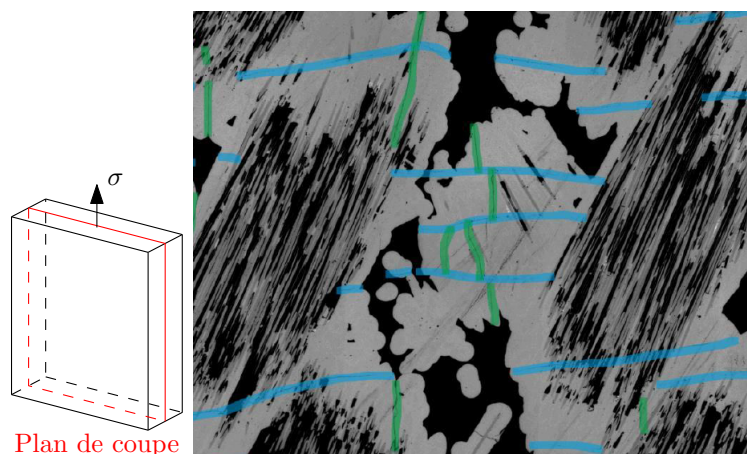


FIGURE III.3 – Vue en coupe (dans le plan du composite) d'une plaque SiC/SiC tressée interlock rompue en traction simple dans la direction verticale (figures tirées de [Rohmer, 2013]). Les fissures perpendiculaires et parallèles à la direction de chargement sont mises en évidence respectivement en bleu et vert.

A l'inverse, des travaux plus récents ne rapportent l'existence que d'un endommagement orienté par le chargement (figure III.2 b). Les observations de Rohmer [Rohmer, 2013] portent sur l'endommagement de tubes tressés interlock, non orthogonaux, dont les fibres, l'interface et la matrice sont identiques à ceux étudiés ici (également élaboration CEA - C. Sauder). Malgré la différence d'architecture fibreuse, il s'agit très certainement de matériaux dont les mécanismes d'endommagement sont comparables. Des essais de traction et de pression interne ont été effectués sur ces tubes. Il a été mis en évidence pour des tubes SiC/SiC tressés que la fissuration est uniquement orientée par le chargement, en surface et à coeur du matériau. Les sollicitations considérées sont la traction (à 30° de la direction des

torons) et la pression interne (à  $60^\circ$ ). Aucune différence d'orientation n'est observée entre la matrice périphérique et le cœur des torons. La présence de fissures parallèles à la direction de chargement est aussi montrée mais attribuée à des effets dynamiques lors de la rupture des éprouvettes : celles-ci ne sont pas observées sous charge. Les mêmes conclusions sont tirées d'essais sur des plaques (voir figure III.3).

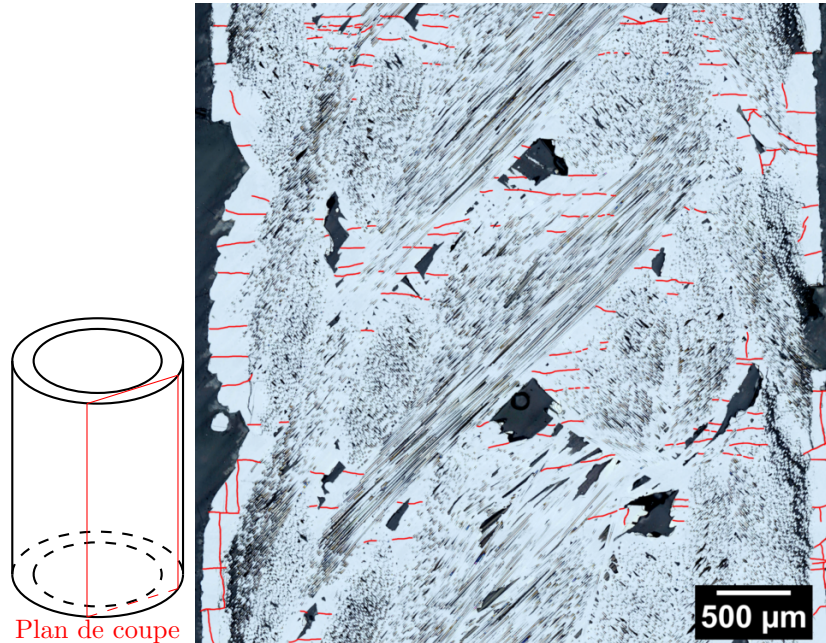


FIGURE III.4 – Coupe en microscopie optique d'un tube E45-T45 rompu en traction simple (axe du tube et direction de traction verticale). Les fissures les plus visibles ont été mises en évidence en rouge. (image tirée de [Braun, 2014])

Des observations récentes sur des tubes E45-T45 rompus en traction simple ont été menées au CEA dans le cadre des travaux de thèse de Braun [Braun, 2014]. Des coupes à travers l'épaisseur du tube ont été réalisées par polissage et permettent d'observer l'état de la fissuration à différentes profondeurs (figure III.4). Les fissures sont peu visibles au sein des torons, dans lesquels la densité de fibres est importante, et qui contiennent inversement une faible quantité de matrice. Si l'on raisonne en unité de surface fissurée par unité de volume, l'endommagement de la matrice périphérique aux torons représente certainement la plus grande partie de la fissuration matricielle. Les fissures matricielles visibles dans le volume (figure III.5) sont partout normales à la direction de traction, que ce soit dans la matrice périphérique (a), au niveau des couches de tressage (b), ou bien de l'enroulement filamentaire (c). Les fissures visibles dans une zone du tressage riche en matrice (b) semblent également traverser, sans déviation notable, une zone riche en fibres. Si la densité de fissures est probablement différente à cœur et en surface, il semble que l'on puisse affirmer que l'orientation de ces fissures est partout dictée par le chargement.

Malgré les possibles différences en termes de mécanismes d'endommagement, quelques résultats obtenus sur d'autres CMC méritent d'être mentionnés. Sur des composites C/SiC sollicités hors-axes, des mesures par ultrasons des coefficients du tenseur d'élasticité [Baste et Aristégui, 1998] indiquent une perte de rigidité qui pourrait être associée à un endommagement orienté par le chargement et un autre par les directions des fibres, mais la nature

de celui-ci n'est pas directement observée. A l'inverse, sur un autre CMC (SiC/MAS) stratifié  $[0^\circ, 90^\circ]$ , la fissuration est uniquement orientée par le chargement lorsque la direction de traction coïncide avec une direction de symétrie du matériau (dans ce cas  $0^\circ$  et  $45^\circ$ ) [Lynch et Evans, 1996]. Un chargement dans une direction en dehors des symétries élastiques du matériau ( $30^\circ$ ) résulte en une orientation de fissures qui ne coïncide pas exactement avec la direction de chargement. Ce résultat indique que l'orientation des fissures peut résulter d'une interaction complexe entre les symétries élastiques du matériau et les symétries du chargement appliqué.

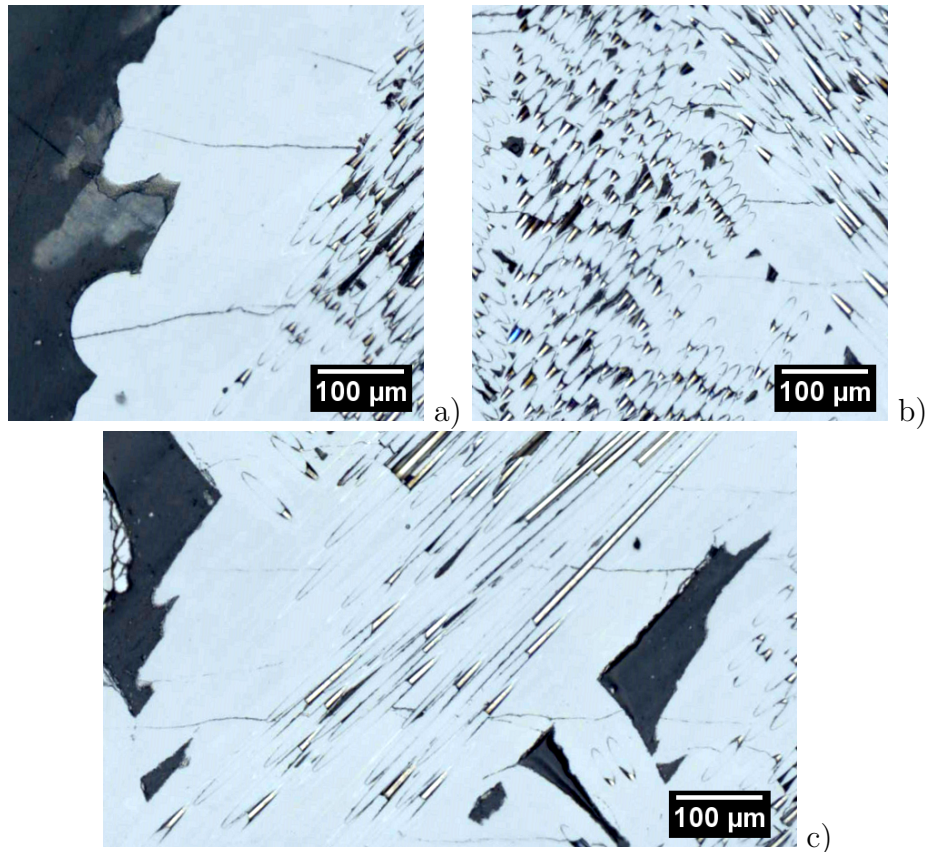


FIGURE III.5 – Vues rapprochées de l'image présentée en figure III.4 : a) au niveau de la couche de matrice externe, b) au sein du tissage, c) au sein de l'enroulement filamentaire. On rappelle que la direction de traction est verticale.

**Domage dans le plan** Dans [Grippon, 2013] des mesures de modules élastiques par des méthodes ultrasonores mettent en évidence une réduction des rigidités hors-plan, qui peut s'interpréter par un endommagement dans le plan du composite. La présence de décohésions entre les torons, provenant de la déviation des fissures transverses (étape 2 du scénario d'endommagement dans les axes) est observée par de nombreux auteurs [Guillaumat, 1994; ElYagoubi, 2011]. Dans le cas d'un chargement hors-axes, relativement peu de données existent sur ces décohésions. Rohmer [Rohmer, 2013] met clairement en évidence la présence de ces fissures dans le plan du composite (figure III.6).

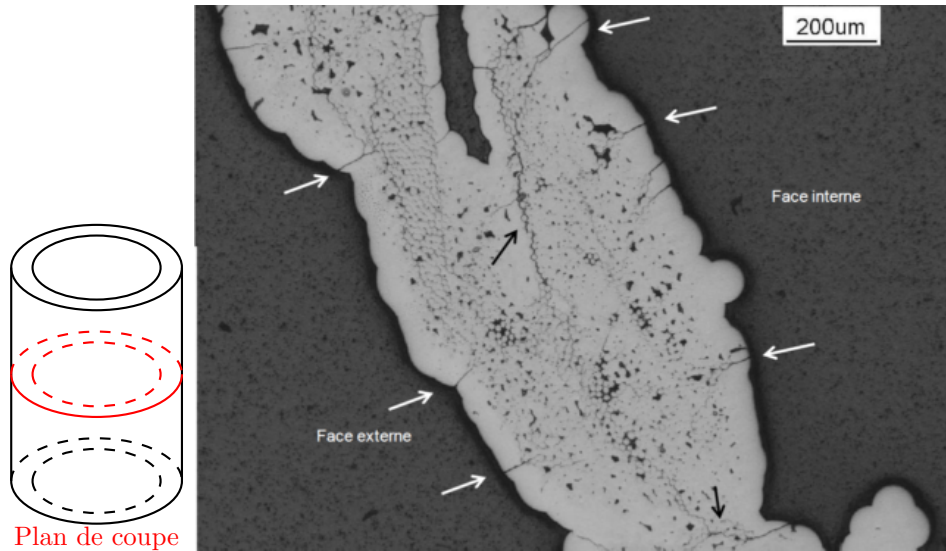


FIGURE III.6 – Vue en coupe (le plan de coupe a pour normale l'axe du tube) d'un tube SiC/SiC tressé interlock rompu en pression interne (figures tirées de [Rohmer, 2013]). Les flèches noires indiquent les fissures de décohérence et les flèches blanches les fissures hors-plan visibles en surface.

**Conclusions** Si l'endommagement d'un composite en traction dans les axes est bien compris, un certain nombre de problèmes restent ouverts dans le cas de chargements plus généraux. S'il est vraisemblable que l'endommagement dans la matrice périphérique précède celle "à cœur" (ce qui a été constaté sur les minicomposites), la distinction entre endommagement des torons longitudinaux et torons transverses n'est plus applicable. L'orientation des fissures en surface (donc dans la matrice périphérique) est aisée à obtenir mais faute d'observations en volume, la géométrie de l'endommagement à cœur est moins connue.

Certaines caractéristiques du comportement macroscopique caractérisé au chapitre II ne peuvent pas s'expliquer à l'aide des mécanismes d'endommagement connus :

- La non-linéarité des déformations transverses (augmentation du "coefficient de Poisson"), communément observée dans les essais hors-axes, peut s'expliquer par la présence d'un endommagement qui ne serait pas normal à la direction de chargement, mais l'existence de celui-ci pour les matériaux ici considérés serait surprenante et n'est pas rapportée dans la littérature [Rohmer, 2013].
- Les non-linéarités du comportement en compression, dues à de l'endommagement.

On se propose dans un premier temps de caractériser la fissuration en surface, pour les différents essais multi-axés réalisés. La traction-torsion, en particulier, permettra d'apporter une information quantitative sur le rapport entre orientation des fissures et chargement appliqué. Dans un second temps, des mesures de champ à l'échelle du toron permettront de préciser la cinématique de la surface du composite. Des quantités telles que l'ouverture des fissures ou bien la déformation des fragments matriciels ont été mesurées. Ces mesures locales permettront de préciser certains aspects des mécanismes de déformation. Enfin, des essais sous trajets de chargement plus complexes permettront, à l'aide de l'émission acoustique, de proposer certaines hypothèses concernant la modélisation de ces mécanismes de déformation.



## III.2 Caractérisation de l'orientation des fissures

Les échantillons rompus lors des essais présentés au chapitre précédent ont été observés à la fois in-situ (images en optique utilisées également pour les mesures par CIN) et post-mortem (images MEB) pour une partie d'entre eux. L'information recherchée est principalement l'orientation des systèmes de fissuration existants en surface. On présente ici des observations des faciès de rupture et des surfaces des éprouvettes rompues, de manière qualitative, en se concentrant sur les cas les plus remarquables. La traction-torsion a par ailleurs donné lieu à une analyse quantitative de l'orientation de fissures.

### III.2.1 Endommagement en traction-pression interne-compression

#### III.2.1.1 Faciès de rupture

**Traction** Les ruptures observées en traction sur l'ensemble des architectures étudiées sont majoritairement planes et ont pour normale la direction de traction (figure III.7 a). Une partie des fibres est extraite de la matrice sur plusieurs centaines de micromètres (figure III.7 c).

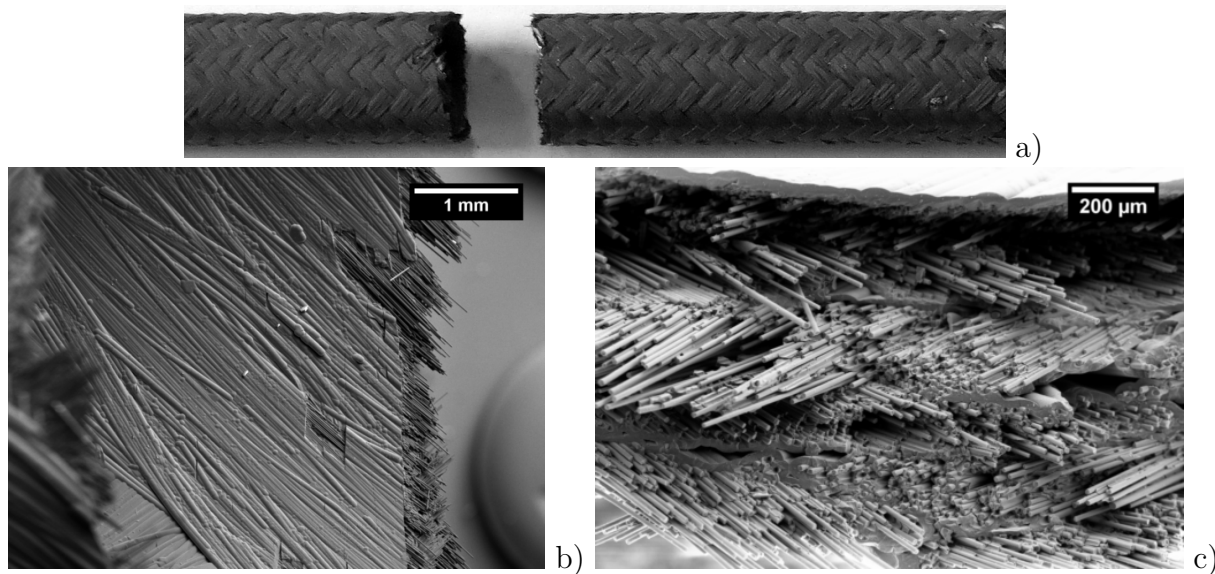


FIGURE III.7 – a) Tube rompu en traction simple ; images MEB du faciès de rupture : b) vue latérale du côté de l'enroulement filamentaire ; c) vue de face.

**Circonférentiel pur** Les ruptures des tubes sollicités sous un chargement circonférentiel pur pour différentes architectures fibreuses présentent une fissure de normale  $e_\theta$  courant sur la totalité de la longueur de l'échantillon. Cette fissure bifurque à proximité des extrémités de l'éprouvette (figure III.8 a). Les échantillons peuvent être fragmentés en plusieurs parties (figure III.8 b).

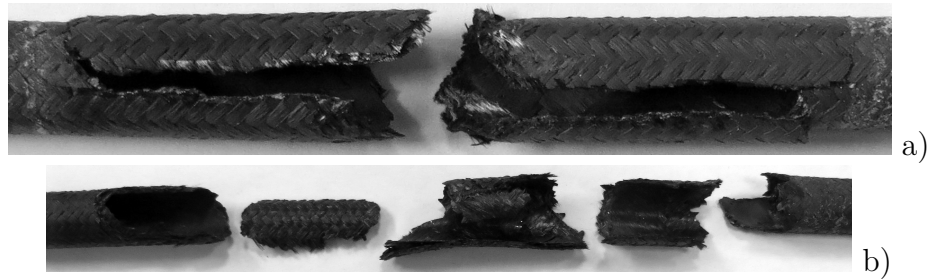


FIGURE III.8 – Photographies de quelques tubes E45-T45 testés sous un chargement circconférentiel pur.

**Équibiaxial** Dans le cas équibiaxial, le type de rupture semble dépendre de l'architecture étudiée : on peut voir sur la figure III.9 la différence entre l'architecture de référence et les autres architectures. La rupture dans le cas de l'architecture de référence est sans orientation précise ; celle dans les cas E45-T60 et E70-T45 est similaire à une rupture en traction ; enfin, celle des tubes E30-T45 est similaire à une rupture sous chargement circconférentiel pur.

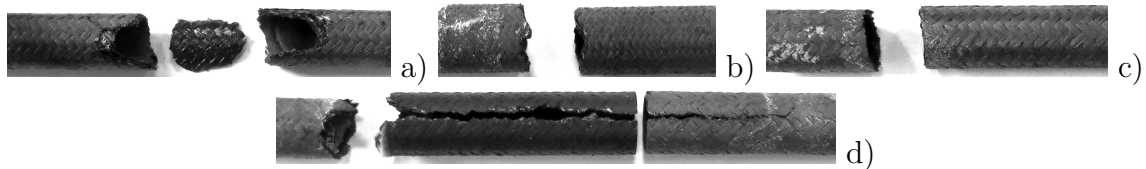


FIGURE III.9 – Photographies de quelques tubes testés en chargement équibiaxial ( $\alpha = 1$ ) respectivement sur a) E45-T45, b) E45-T60, c) E70-T45, d) E30-T45 (tube découpé à droite).

Les essais de traction-pression interne à des taux de biaxialité intermédiaires (non présentés ici) présentent des ruptures similaires à la traction simple pour  $1 < \alpha < \infty$  et similaires au chargement circconférentiel pur pour  $0 < \alpha < 1$ .

### III.2.1.2 Observation in-situ de la fissuration de E45-T45

**Cas  $\alpha > 1$**  La fissuration en traction est aisément visible en surface sur l'ensemble des essais effectués (figure III.10). Les images optiques prises in-situ montrent un grand nombre de fissures ayant pour normale la direction de chargement, c'est-à-dire de direction  $\underline{e}_z$ . La longueur des fissures est importante, de l'ordre de plusieurs millimètres : une majorité d'entre elles s'étend sur plusieurs torons, certaines étant observées sur toute la circonférence visible du tube. Des observations identiques sont faites pour les tubes sollicités à  $\alpha = 2$ .

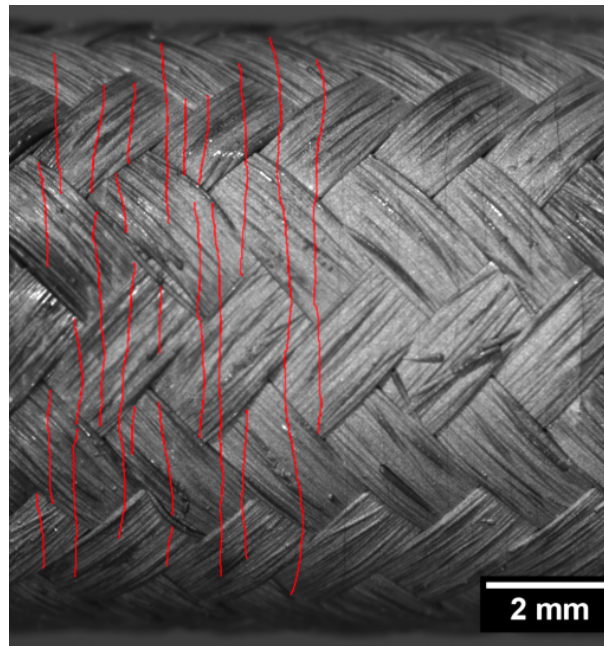


FIGURE III.10 – Image optique de la fissuration in-situ (juste avant rupture) en traction simple sur tube E45-T45. L'axe du tube est horizontal. Les fissures visibles du côté gauche sont surlignées en rouge.

**Cas  $\alpha < 1$**  De manière similaire aux essais de traction simple, la fissuration pour un chargement circonférentiel pur a pour normale la direction de chargement, c'est-à-dire  $e_\theta$  (figure III.11). Les fissures s'étendent également sur plusieurs torons. Des observations identiques sont faites pour les tubes sollicités à  $\alpha = 0,45$ .

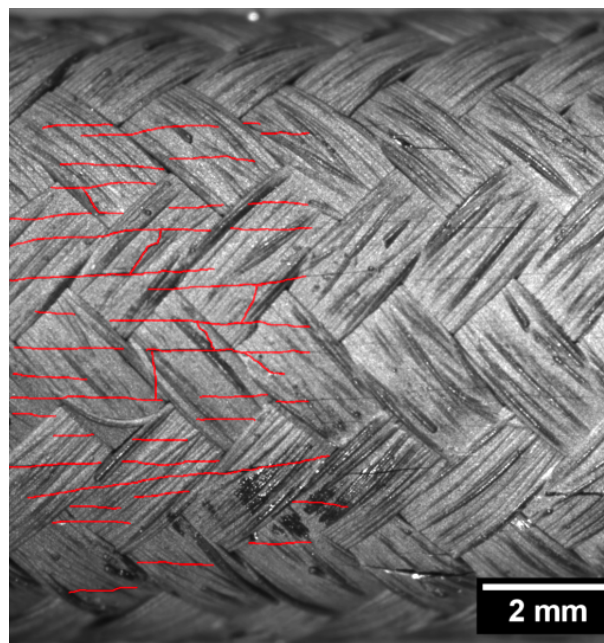


FIGURE III.11 – Image de la fissuration in-situ (juste avant rupture) en chargement circonférentiel pur sur tube E45-T45. L'axe du tube est horizontal. Les fissures visibles du côté gauche sont surlignées en rouge.

Dans le cas de la compression ( $\alpha = -\infty$ ), les images montrent clairement la présence de fissuration matricielle, dont l'apparition coïncide avec l'émission acoustique (seconde rupture de pente sur les courbes  $\sigma - \epsilon$ , voir figure II.17). *Les fissures en compression sont parallèles à la direction de chargement*, donc également de normale  $\underline{e}_\theta$ . Ces fissures sont, à rupture, peu nombreuses (environ une par toron), de grande taille et particulièrement ouvertes (figure III.12).

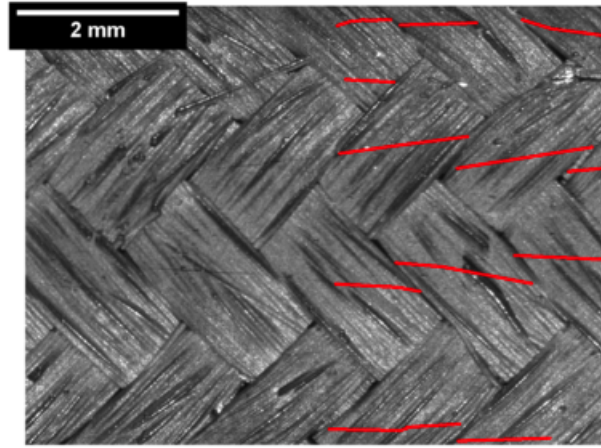


FIGURE III.12 – Image d'une petite partie du tube endommagé en compression (axe du tube horizontal). Les fissures visibles du côté droit sont surlignées en rouge.

Enfin, l'état d'endommagement du tube en compression-pression interne ( $\alpha = -1$ ) en fin d'essai est particulièrement marqué, comme on peut le voir sur la figure III.13. Cette sollicitation correspond à un cisaillement pur dans le repère associé aux directions des fibres. Les endommagements en compression simple et en pression interne étant tous deux de même orientation (normale  $\underline{e}_\theta$ ), la combinaison des deux donne un endommagement de normale  $\underline{e}_\theta$  qui semble être particulièrement marqué en fin d'essai. Les courbes contrainte-déformation de cet essai montrent effectivement une non-linéarité importante (figure II.20).

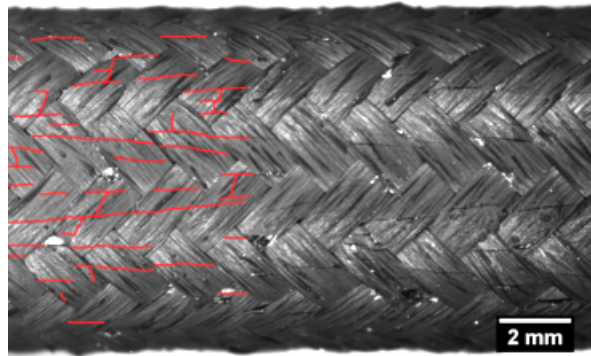


FIGURE III.13 – Image du tube sous compression-pression interne juste avant rupture. L'état d'endommagement très important de la matrice est bien visible avec des régions brillantes où les fibres sont apparentes. Quelques fissures du côté gauche sont surlignées en rouge.

**Cas  $\alpha \approx 1$**  Le cas  $\alpha = 1$  est particulier car les fissures n'ont pas d'orientation privilégiée : ce cas est spécifique car les deux contraintes principales sont égales et il n'y a donc pas dans le plan de direction plus sollicitée qu'une autre. On n'observe pas deux familles de fissures

bien distinctes mais plutôt des orientations aléatoires (figure III.14 b).

Les essais biaxés proches du cas équi-biaxial ne révèlent qu'une seule famille de fissures dont l'orientation est bien définie. Cette transition rapide entre les deux modes d'endommagement est illustrée sur la figure III.14. Ceci est remarquable : pour  $\alpha = 1,13$ , la contrainte orthoradiale atteint à rupture 275 MPa, ce qui est bien au delà de la limite d'endommagement dans cette direction pour un essai circonférentiel pur (voir tableau II.2). Pour un tel cas de chargement, on pourrait donc attendre une fissuration similaire à  $\alpha = 1$ , avec une petite préférence pour l'orientation  $\underline{e}_z$ . On n'observe en pratique qu'une fissuration majoritairement orientée suivant  $\underline{e}_z$ . *L'endommagement dans la seconde direction principale du tenseur des contraintes semble inhibé.*

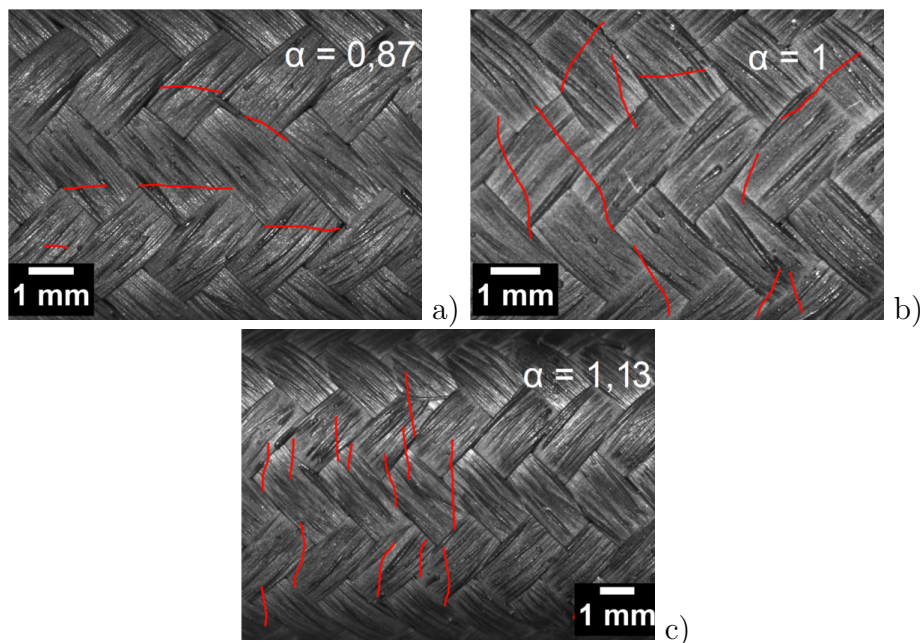


FIGURE III.14 – Image des tubes pour différents taux de biaxialité montrant la transition entre endommagement axial et endommagement orthoradial. Les fissures les plus visibles ont été mises en évidence en rouge. L'axe du tube est horizontal.

### III.2.1.3 Observation in-situ : autres architectures

Le cas équi-biaxial est particulièrement intéressant pour les trois autres architectures car les contraintes n'ont pas de direction privilégiée. Il a été montré précédemment pour l'architecture de référence que l'orientation de l'endommagement change brutalement entre  $\alpha = 0,87$  et  $\alpha = 1,13$  avec des orientations de fissures peu marquées pour  $\alpha = 1$ . Pour les autres matériaux  $\alpha = 1$  ne semble pas être un taux de biaxialité critique probablement du fait de la symétrie plus faible de leurs propriétés mécaniques. Dans le cas d'un chargement équi-biaxial, l'orientation des fissures semble alors être dictée par l'orientation des fibres relativement à l'axe du tube : de normale  $\underline{e}_\theta$  pour E30-T45 (orientation des fibres proche de  $\underline{e}_z$ ) et de normale  $\underline{e}_z$  pour E70-T45 et E45-T60 (orientation des fibres proche de  $\underline{e}_\theta$ ). La fissuration du tube E30-T45 est très faiblement visible, ce qui est à mettre en relation avec les faibles déformations atteintes à rupture. Des images de cette fissuration sont présentées en figure III.15. Ces orientations sont également cohérentes avec les comportements présentés en figure II.26 e). En effet, le tube E30-T45 présente une déformation circonférentielle

importante et une faible déformation axiale et les tubes E70-T45 et E45-T60 présentent la tendance inverse. Les faciès de rupture en figure III.9 sont également révélateurs de ces orientations de fissures.

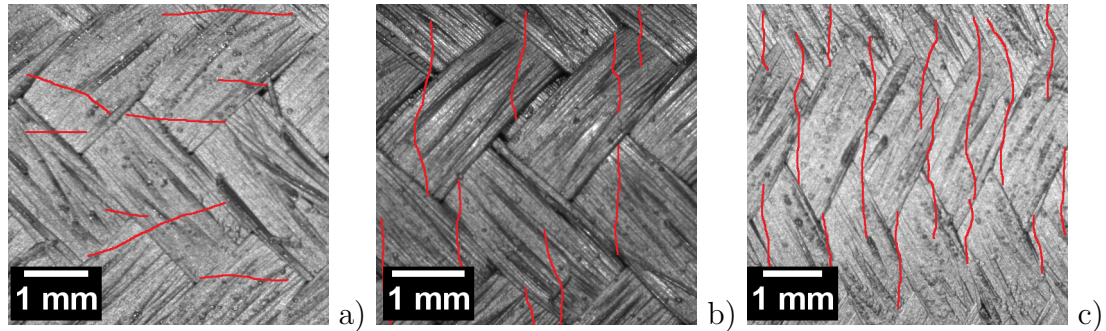


FIGURE III.15 – Images de la surface des éprouvettes sollicitées à  $\alpha = 1$  pour les architectures E30-T45 a), E70-T45 b) et E45-T60 c). Quelques fissures sont surlignées en rouge. L'axe du tube est horizontal.

Ces observations illustrent l'effet de l'architecture sur les mécanismes d'endommagement : *l'orientation de l'endommagement ne dépend pas exclusivement de la contrainte à travers sa direction principale*. L'orientation de la couche d'enroulement filamentaire (interne) semble avoir un effet important sur la fissuration observée du côté du tressage (externe). *L'endommagement (et donc le comportement) de l'une des couches ne peut être étudié indépendamment des autres couches*.

## III.2.2 Endommagement en traction-torsion

### III.2.2.1 Faciès de rupture

Pour les différentes architectures, la rupture en torsion s'effectue à  $45^\circ$  par rapport à l'axe du tube, orientation correspondant à celle de la première contrainte principale. Une fissure de grande longueur ayant cette orientation (donc hélicoïdale) est visible sur les figures III.16 et III.17. Dans de nombreux cas des délaminages importants sont visibles. On peut observer en figure III.17, sur plusieurs millimètres, les deux orientations d'enroulement filamentaire et les deux couches de tressage. La matrice s'est également "décollée" des fibres sur des surfaces importantes.

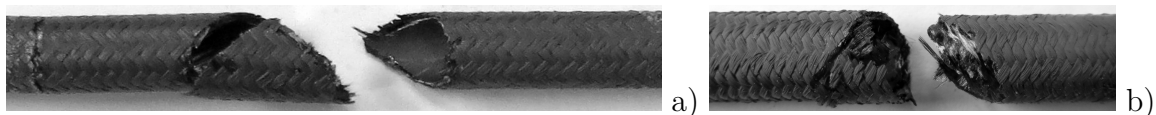


FIGURE III.16 – Photographies de tubes testés en torsion : a) E45-T45, b) E45-T60.

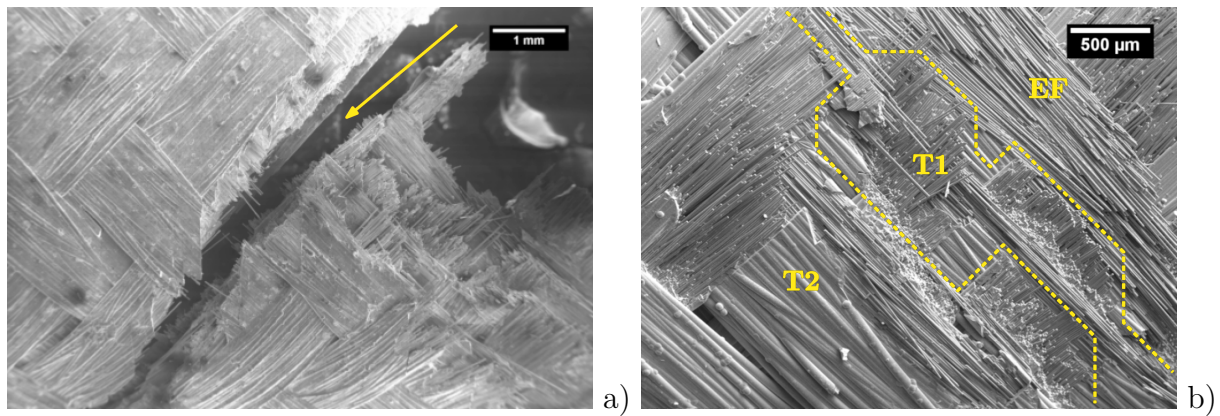


FIGURE III.17 – Images MEB du faciès de rupture d'un tube E45-T45 rompu en torsion simple. a) vue de la fissure hélicoïdale; b) vue de la zone délaminée, avec les trois couches apparentes. L'axe du tube est horizontal.

### III.2.2.2 Analyse quantitative de la fissuration en surface pour E45-T45

L'endommagement en surface en traction-torsion sur E45-T45 a fait l'objet d'une étude quantitative par microscopie électronique à balayage. Des profils (séries d'images jointives alignées suivant une direction) à grandissement 400× ont été effectués le long de l'axe du tube (voir figure III.18), puis traitées manuellement afin de repérer les fissures, qui sont généralement très faiblement ouvertes. La réalisation de profils dans la direction circonférentielle n'a pas été entreprise du fait de la courbure du tube et de la faible profondeur de champ. Cette méthode permet d'obtenir une statistique concernant les orientations de fissures ainsi qu'un pas de fissuration moyen.

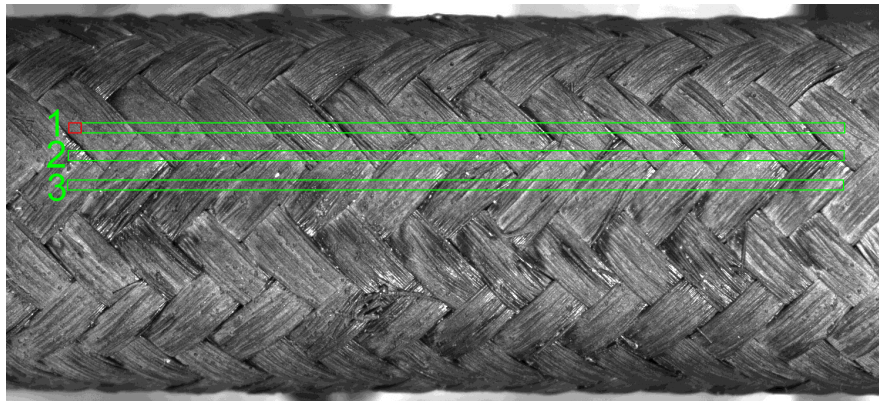


FIGURE III.18 – Exemples de "profils" d'observation de 20 mm réalisés sur un tube au grandissement choisi. Les profils 1, 2 et 3 sont respectivement sur les torons : exclusivement à  $-45^\circ$ ,  $-45^\circ$  et  $+45^\circ$ , et exclusivement à  $+45^\circ$ . Le rectangle rouge indique le champ d'une image.

**Procédure** Afin d'avoir un nombre d'images raisonnable et une surface observée suffisamment grande pour être représentative, le grandissement auquel on se place est relativement faible. Ces profils à 400× sont réalisés en électrons rétrodiffusés à une distance de travail constante de 10 mm. Après vérification à des grandissements plus importants, ce grandissement est un compromis qui permet de repérer la plus grande partie des fissures et de

couvrir des surfaces importantes en un nombre d'images raisonnable afin d'obtenir des résultats représentatifs. L'imagerie en électrons rétrodiffusés, malgré une résolution inférieure, permet de mieux mettre en évidence les fissures que celle en électrons secondaires : celles-ci apparaissent bien contrastées et les irrégularités de la surface (fibres, petits défauts de surface) sont estompées. Les paramètres du faisceau d'électrons sont identiques pour tous les échantillons (tension d'accélération 15 kV, courant constant). Le champ des images utilisées est d'environ  $305 \mu\text{m} \times 244 \mu\text{m}$ . Le passage d'une image à une autre est effectué automatiquement par une translation de 90% du champ d'observation. La mise au point est effectuée à distance de travail constante, par un déplacement vertical de la platine. Le tube est préalablement aligné avec le repère de la platine du MEB et des images.

Le post-traitement est effectué manuellement car un grand nombre de fissures sont en limite de résolution de l'image et un traitement via les techniques usuelles (binarisation, opérations morphologiques...) n'est pas possible. Le post-traitement consiste à repérer les fissures, caractérisées par leurs deux extrémités dans l'image. Dans le cas d'une intersection simple entre deux fissures (orthogonales par exemple) on ne compte que les deux fissures (et non chaque branche séparément). Dans le cas de réseaux de fissures complexes, on prend en compte chacune des branches séparément (voir figure III.19). La méthode de comptabilisation (et ses défauts) n'ont pas d'effet sur la distribution de fissures mesurée car ce sont les longueurs cumulées qui sont considérées.

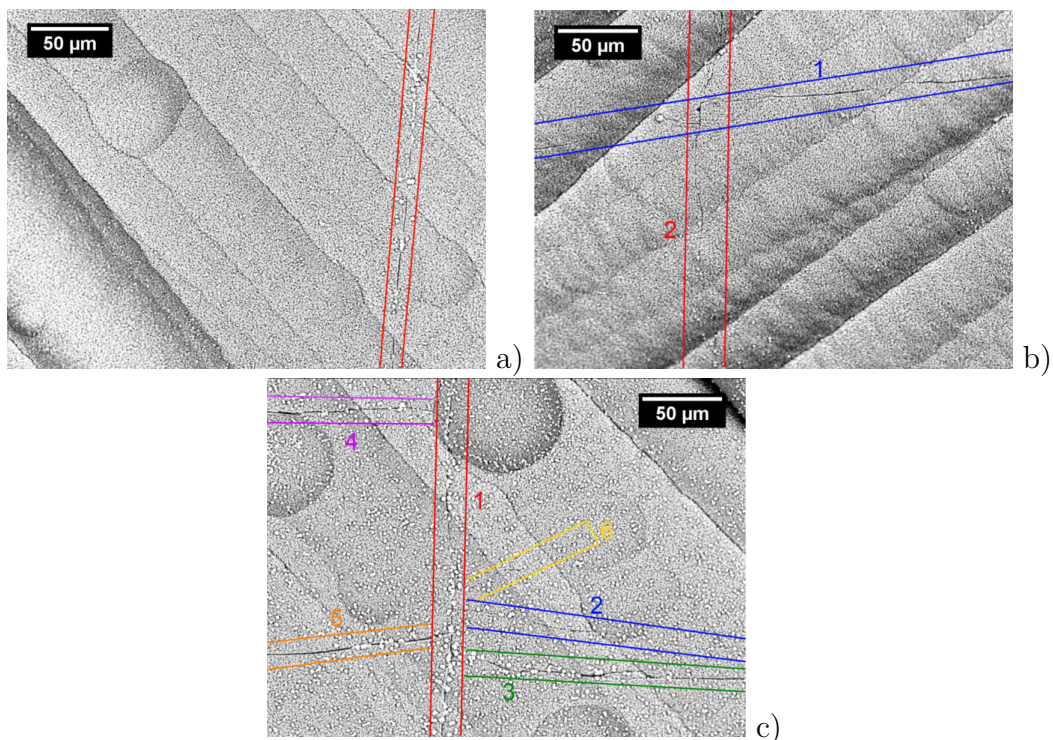


FIGURE III.19 – Exemples de repérages manuels de fissures. L'exemple a) comporte une seule fissure. L'exemple b) comporte deux fissures quasiment orthogonales. Le cas c) présente un réseau de fissures complexe.

Des profils ont été réalisés sur deux éprouvettes de traction, une de torsion et une éprouvette de chacun des taux de biaxialité suivants :  $\beta = 1/2$ ,  $\beta = 1.1$ ,  $\beta = 2$ . Ci-après se trouve la liste des profils effectués avec les longueurs observées (tableau III.1). Une éprouvette de



traction et l'éprouvette de torsion ont été attaquées chimiquement afin de rendre les fissures plus visibles (réactif de Murakami). Une analyse de l'éprouvette de torsion avant attaque chimique n'a pas permis de détecter de fissures.

$\beta$	Images	Longueur obs. (mm)	Lieu d'obs.	Nbre fissures
$\infty$ (M)	93	25.48	-	155
	93	25.48	+	146
	93	25.48	=	136
$\infty$	126	34.52	+	149
	38	10.41	-	44
	38	10.41	-	59
2	111	30.41	-	89
1.1	133	36.44	+	75
	133	36.44	+	164
1/2	86	23.56	+	29
	131	35.89	-	91
0 (M)	96	26.30	-	115
	37	10.14	+	31

TABLEAU III.1 – Tableau des profils d'observation analysés. La présence de plusieurs valeurs correspond à différents profils effectués. L'orientation "+" désigne les torons orientés  $+45^\circ$  et "-" pour  $-45^\circ$ . "=" désigne un profil passant par les deux orientations. (M) désigne les échantillons ayant subi une attaque chimique (réactif de Murakami). Le nombre de fissures indiqué comptabilise le nombre de "segments" repérés pour toutes les orientations : ce nombre ne peut pas être utilisé pour calculer un pas de fissuration moyen.

## Grandeurs mesurées

**Orientations** Chacune des "fissures" observée est représentée de manière simplifiée par les coordonnées de ses extrémités :  $[x_i^1, y_i^1, x_i^2, y_i^2]$ . Ses deux paramètres de base (angle, longueur) sont définis uniquement par les extrémités :  $[\theta_i, L_i]$ . Afin de ne pas comptabiliser de manière égale, par exemple, un petit segment de fissure en bordure d'image et une fissure large traversant le champ d'observation, les mesures sont pondérées par les longueurs mesurées. De ce fait, la distribution d'orientations de fissures est évaluée via la distribution angulaire de longueurs cumulées :

$$D(\theta) = \sum_{i \in E_\theta} L_i \quad E_\theta \text{ ensemble des fissures d'orientation dans } [\theta - \delta\theta, \theta + \delta\theta]$$

$\delta\theta$  étant pris à  $1^\circ$ . Sur la figure III.20, la distribution d'orientations de fissures est clairement bimodale pour l'ensemble des échantillons considérés. Un système de fissures principal est perpendiculaire à la direction de sollicitation. De manière plus difficile à expliquer, un système de fissures secondaires (très ouvertes) existe aussi parallèlement à la direction de sollicitation. Attribué par Rohmer à la rupture finale du tube [Rohmer, 2013], il a été effectivement observé à fort grandissement pour un essai de traction (figure III.21). Avant rupture, seules les fissures normales à la direction de traction sont présentes ; les fissures parallèles apparaissent suite à la rupture brutale de l'éprouvette.

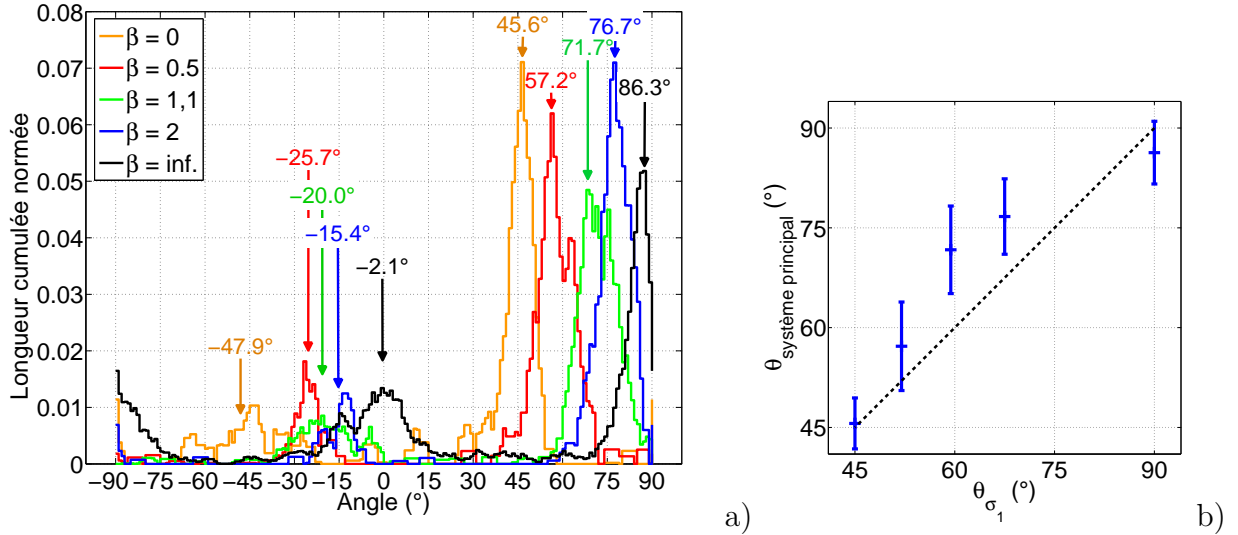


FIGURE III.20 – a) Distribution angulaire des longueurs de fissures (normées, à des fins de comparaison) pour différents taux de biaxialité. Les flèches indiquent le centre des deux grands pics de chaque distribution. b) Moyenne des orientations des systèmes principaux en fonction de l'angle de la contrainte principale (les barres d'erreur correspondent à l'écart type de la gaussienne ajustée). Les données utilisées sont celles de tous les profils réalisés.

Lors de l'application d'une contrainte de cisaillement, cet ensemble de deux systèmes semble tourner dans le même sens que les directions principales de contrainte et de déformation (tableau III.2).  $\theta_{\sigma_1}$  désigne ici l'angle de la première contrainte principale et  $\theta_{\epsilon_1}$  l'angle de la première déformation principale à rupture (évaluée à partir des mesures de déformation par CIN) relativement à l'axe du tube. Le système secondaire, associé aux effets dynamiques post-rupture, semble rester approximativement orthogonal au premier. Les orientations moyennes de chaque système sont calculées par l'ajustement sur la distribution d'un modèle de mélanges gaussiens à trois composantes (l'une d'entre elles est très étalée et n'est pas considérée, elle permet de s'accommoder des fissures situées loin des deux systèmes principaux). Il est intéressant de constater que, malgré des orientations de systèmes principaux bien en accord avec les contraintes principales pour la traction simple et la torsion simple (cas pour lesquels l'architecture et le chargement possèdent les mêmes symétries), les autres cas ont des angles de systèmes principaux plus élevés. Ceci pourrait être une indication supplémentaire de l'influence de l'architecture sur l'orientation des fissures.

$\beta$	$\theta_{\text{système principal}}(^{\circ})$	$\theta_{\text{système secondaire}}(^{\circ})$	$\Delta\theta_{\text{systèmes}}$	$\theta_{\sigma_1} (^{\circ})$	$\theta_{\epsilon_1} (^{\circ})$
$\infty$	86.3	-2.1	88.4	90	90
2	76.7	-15.4	92.1	67.5	82.5
1.1	71.7	-20.0	91.7	59.4	78.4
1/2	57.2	-25.7	82.9	52.0	65.2
0	45.6	-47.9	93.5	45	42.6

TABLEAU III.2 – Tableau des systèmes de fissures principaux et secondaires ainsi que des directions principales de contraintes et déformation (à rupture).

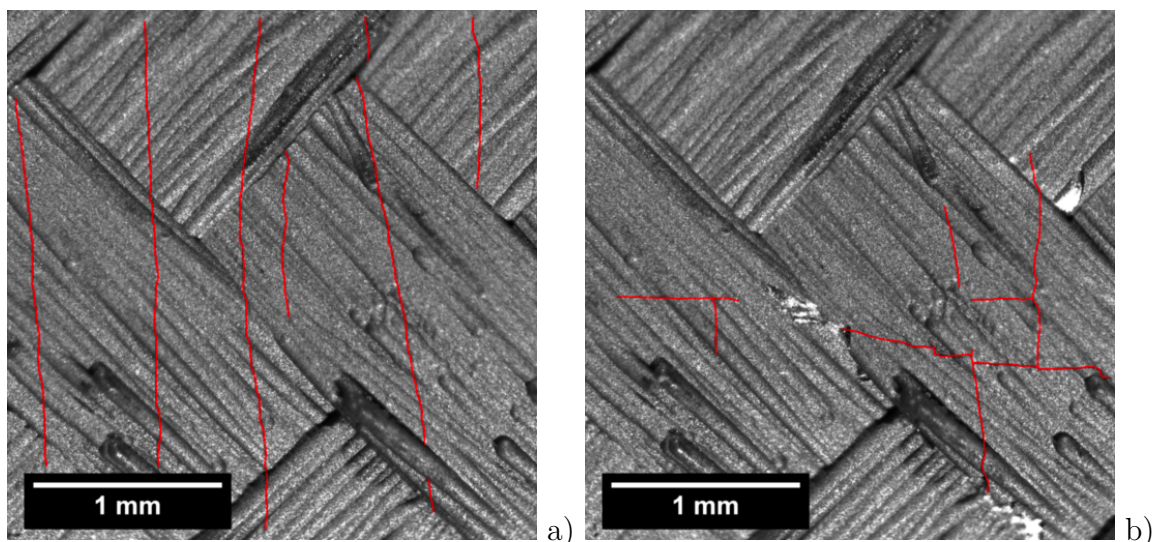


FIGURE III.21 – Images d'un tube E45-T45 en traction simple montrant les dégradations causées par la rupture de la structure, en particulier la création des fissures parallèles au chargement : a) image juste avant rupture ; b) image juste après rupture. L'axe du tube est horizontal (direction de traction).

**Pas de fissuration** Pour le système de fissures principal, d'orientations comprises dans  $[\theta_0 - \Delta\theta, \theta_0 + \Delta\theta]$  autour de  $\theta_0$ , le pas de fissuration est défini comme la distance moyenne entre deux fissures consécutives. Cette distance moyenne est mesurée comme la moyenne des distances entre les droites d'angle  $\theta_0$  passant par le milieu des fissures observées.  $\Delta\theta$  est pris à environ  $15^\circ$ . Seul le système de fissures principal est caractérisé. Une sur-estimation peut provenir de la non-détection de toutes les fissures, compte tenu du grandissement assez faible choisi.

Le pas de fissuration a été mesuré en traction sur deux éprouvettes différentes. Pour le 1<sup>er</sup> échantillon, l'espacement moyen obtenu est compris entre 423 et 480  $\mu\text{m}$ . Pour le 2<sup>e</sup> échantillon, pour lequel moins de données ont été acquises, l'espacement est entre 383 et 453  $\mu\text{m}$ . Ces longueurs de fragments sont compatibles avec les données acquises sur mini-composites unidirectionnels [Chateau, 2011].

$\beta$	Pas de fissuration (chaque profil) ( $\mu\text{m}$ )	$\epsilon_1$ (%)
$\infty$	480, 438, 423	0,98
$\infty$ (M)	453, 416, 383	
2	582	0,82
1.1	758, 503	0,73
1/2	763, 950	0,46
0 (M)	344, 551	0,39

TABLEAU III.3 – Table des pas de fissuration évalués. La présence de plusieurs valeurs correspond aux différents profils considérés. La déformation principale à rupture est donnée à titre informatif. La notation (M) désigne les échantillons ayant subi une attaque chimique.

Le pas de fissuration semble décroître avec le taux de biaxialité, ce qui est attendu compte tenu des déformations plus faibles obtenues en torsion. Le fait que les fissures soient plus refermées pourrait aussi expliquer une partie de ces résultats si cela les rend indétectables au grandissement choisi. On peut remarquer que l'échantillon de torsion a des pas de fissuration bien plus faibles que ce que l'on pourrait attendre compte tenu des faibles déformations mesurées. Plusieurs observations sans préparation particulière (comme pour la plupart des autres essais) sur les deux éprouvettes rompues en torsion simple n'ont pas permis de mettre en évidence un nombre suffisant de fissures. L'échantillon considéré ici a été découpé transversalement, puis longitudinalement, et a subi une attaque chimique (réactif de Murakami). La différence de préparation rend difficile une comparaison directe avec les autres échantillons mais ce résultat pourrait indiquer qu'un certain nombre de fissures sont complètement refermées et ne sont donc pas observées. On ne peut pas exclure que la méthode de détection et de comptabilisation soit insuffisante pour obtenir des pas de fissuration fiables.

### III.2.2.3 Autres architectures

Une analyse manuelle des images des tubes prises in-situ, juste avant rupture, a permis de mesurer l'orientation des fissures. Ces mesures sont effectuées sur un nombre réduit de fissures et ne constituent donc qu'un ordre de grandeur. Les moyennes des angles de fissuration observés sont indiquées dans le tableau III.4. On ne constate pas de différence significative avec l'architecture de référence.

	E45-T45 (Obs. MEB)	E30-T45	E70-T45	E45-T60
$\beta = 0$	45,6°	49°	54°	46°
$\beta = 1$	71,7° ( $\beta = 1,1$ )	66°	69°	72°

TABLEAU III.4 – Tableau des moyennes d'orientations de fissures déterminées pour les essais sur les autres architectures. Les orientations déterminées précisément au MEB sur E45-T45 sont rappelées.

### III.2.3 Observations : bilan

L'endommagement de ces composites SiC/SiC a été caractérisé en surface. Les fissures observées sont pour la plupart de plusieurs millimètres de longueur et s'étendent sur plusieurs torons. Leur orientation a été caractérisée par des observations in-situ en microscopie optique et des observations en microscopie électronique (post-mortem). Les conclusions principales que l'on peut en tirer sont les suivantes :

En traction-pression interne, une seule orientation de fissuration est visible pour l'architecture de référence pour l'ensemble des sollicitations, excepté  $\alpha = 1$ . L'endommagement dans la deuxième direction principale semble inhibé. Pour  $\alpha > 1$  l'endommagement est de normale  $\underline{e}_z$  et pour  $\alpha < 1$  l'endommagement est de normale  $\underline{e}_\theta$  (y compris en compression). Pour  $\alpha = 1$  l'orientation de l'endommagement est indéterminée, ce qui est synthétisé sur la figure III.22 a). Les autres architectures ont une orientation bien déterminée pour ce taux de biaxialité avec des normales dans la direction dont l'angle relativement aux fils est le plus important. Un taux de biaxialité critique, pour lequel l'orientation des fissures est indéterminée, existe possiblement à une valeur supérieure à 1 (E30-T45) ou inférieure

(E45-T60 et E70-T45) du fait de la plus faible symétrie de leurs propriétés mécaniques. L'orientation de l'endommagement ne dépend donc pas exclusivement de la contrainte via sa direction principale. Tout comme il a été constaté précédemment sur le comportement macroscopique, l'orientation de la couche d'enroulement filamentaire semble avoir un effet important sur la fissuration observée du côté du tressage. L'endommagement de l'une des couches ne peut pas être considéré indépendamment du reste du tube, ce qui pourrait être attribué à la propagation des fissures à travers une épaisseur importante.

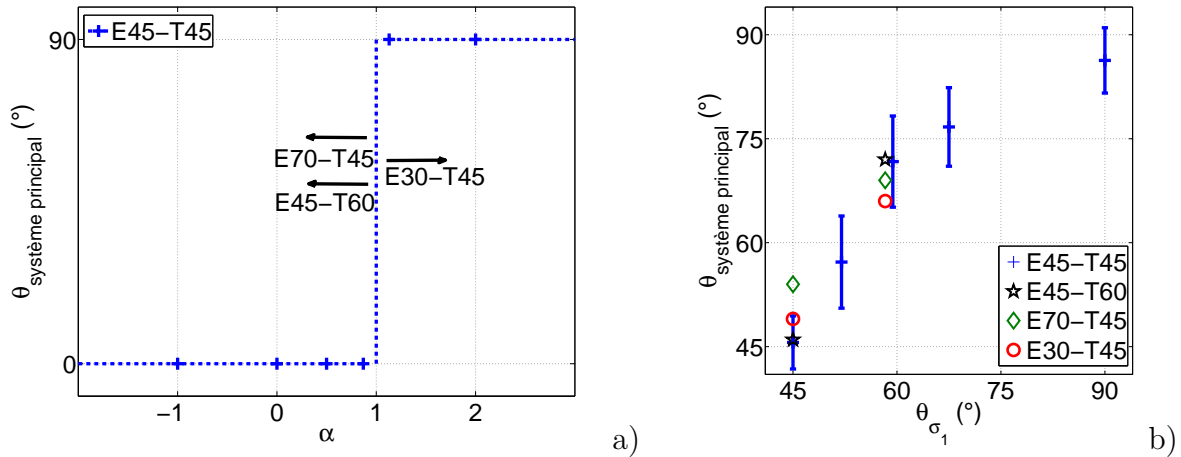


FIGURE III.22 – a) Angle du système principal pour des sollicitations de traction-compression interne-compression, en fonction du taux de biaxialité. Les flèches indiquent le sens du décalage attendu du taux de biaxialité "critique" pour lequel l'orientation de l'endommagement est indéterminée. b) Angle du système principal en traction-torsion en fonction de l'orientation de la première contrainte principale.

En traction-torsion, l'orientation de l'endommagement dépend du chargement. Pour les différentes architectures considérées, la normale aux fissures visibles est égale au premier vecteur propre du tenseur des contraintes lorsque le chargement et le matériau "partagent les mêmes symétries", c'est-à-dire pour  $0^{\circ}$ ,  $45^{\circ}$  et  $90^{\circ}$ . Pour les taux de biaxialité intermédiaires, l'angle de la fissuration est supérieur à l'angle de la contrainte principale, indiquant que la fissuration "hors-axes" est favorisée par rapport à une fissuration perpendiculaire aux fibres (figure III.22 b). Les pas de fissuration ont été mesurés pour différents essais et semblent cohérents (au moins en traction) avec les mesures sur minicomposites. Les données recueillies ne permettent pas toutefois d'affirmer de façon certaine que les pas de fissuration à saturation dépendent de l'orientation.

### III.3 Analyse par corrélation d'images numériques des mécanismes de déformation à l'échelle du toron

Utilisée précédemment pour la mesure de déformations moyennes, la corrélation d'images numériques est avant tout une méthode de mesure de champs de déplacement. Afin d'apporter des informations quantitatives sur les mécanismes de déformation, on se propose d'étudier précisément par CIN la cinématique de la surface à l'échelle d'un toron.

La CIN est abondamment utilisée pour l'analyse du comportement des textiles et composites à renfort textile. A titre d'exemple, on peut citer des études sur la mise en forme des renforts fibreux [Lomov *et al.*, 2008] ou l'étude de tubes composites tressés à matrice polymère [Leung *et al.*, 2013] dans lesquelles la cinématique des fils est examinée. L'accent est mis sur les mécanismes de déformation à l'échelle de l'architecture fibreuse, tels que le cisaillement des fils dans le cas d'un chargement hors-axes. Les hétérogénéités de déformation à l'échelle mésoscopique (tissage ou tressage) peuvent être examinées [Nicoletto *et al.*, 2009](C/Epoxy) [Amini et Zok, 2011](C/SiC) et par exemple comparées à celles provenant de calculs éléments finis élastiques [Anzelotti *et al.*, 2008; Ivanov *et al.*, 2009](C/Epoxy) [Yang *et al.*, 2005](C/SiC). Cependant, les études qui examinent finement la cinématique de la surface du composite, à petite échelle, se placent généralement avant endommagement.

Les études par corrélation d'images sur CMC s'intéressant à l'endommagement se placent généralement à une échelle supérieure. Plusieurs études s'intéressent au dépouillement d'essais par nature hétérogènes, de cisaillement [Qin *et al.*, 2012] ou bien d'éprouvettes entaillées [Qin *et al.*, 2013] sur des composites C/C. Des approches inverses sont aussi mises en place pour identifier ou valider des modèles d'endommagement à partir des champs mesurés par DIC [Périé *et al.*, 2002, 2009]. Enfin, une étude sur des composites SiC/SiC examine les champs de déplacement d'un matériau endommagé [Rajan *et al.*, 2012]. Cependant, dans ces différents cas le dommage n'est vu qu'à travers la localisation de la déformation qu'il engendre à l'échelle de la structure ou à l'échelle de quelques motifs du textile et les mécanismes d'endommagement (principalement les fissures matricielles) ne sont pas précisément examinés.

Dans cette partie, on décrira la réalisation et l'analyse par corrélation d'images numériques d'un essai de traction observé en imagerie optique sous fort grandissement. La grande quantité d'information produite sous la forme de champs de déplacement sera traitée afin d'en extraire différentes quantités cinématiques pertinentes.

Un essai de traction à un grandissement intermédiaire a également été réalisé et analysé suivant la méthode présentée dans cette partie. Une partie des résultats diffère légèrement de ceux obtenus sur l'essai à haute résolution. La résolution inférieure du champ de déplacement est potentiellement la cause de ces différences, le comportement macroscopique étant comparable. Cette discussion et ces résultats sont détaillés dans l'annexe C.

### III.3.1 Principe et hypothèses

#### III.3.1.1 Dispositif expérimental

L'essai de traction est réalisé selon le même principe que les autres essais de caractérisation du comportement macroscopique. Le tube étudié est d'architecture E45-T45 et subit un essai de traction asservi "en force" à une vitesse de 1 MPa/s. La caméra utilisée est de type Basler ACA2040-180KM et l'objectif utilisé est télécentrique, de grandissement  $4\times$  (Opto Engineering TC 4M04). Ce couple caméra/objectif permet l'acquisition d'images de  $2048 \times 2048$  pixels avec une taille de pixel représentant  $1,37 \mu\text{m}$  sur l'objet. Pour l'essai ici présenté, 1455 images sont enregistrées du début de l'essai jusqu'à la rupture.

Une attention particulière a été apportée afin de centrer les images sur l'axe du tube, l'axe horizontal du repère image ( $X$ ) étant parallèle à l'axe du tube. Pour le dépouillement par corrélation d'images, on définit une grille alignée sur les axes de l'image de  $200 \times 200$  points de corrélation, centres de domaines de corrélation de taille  $20 \times 20$  pixels. Cette taille est un compromis entre une précision suffisante de la mesure de déplacement et une résolution spatiale du champ la plus élevée possible. L'interpolation subpixel utilisée est bilinéaire, celle-ci s'avérant, qualitativement, la mieux adaptée (d'autres interpolations ayant donné, après essai, des oscillations indésirables sur les champs de déplacement).

#### III.3.1.2 Hypothèses cinématiques et changement de système de coordonnées

Cette partie présente les hypothèses utilisées pour traiter les champs de déplacements obtenus sur un tube par une seule caméra. On notera toutefois, que compte tenu du grandissement utilisé, le traitement proposé ne constitue qu'une légère amélioration d'un traitement pour lequel la courbure du tube serait négligée.

**Notations et hypothèses** Comme dans le cas des essais "macroscopiques", travailler sur un tube à partir d'images provenant d'une seule caméra (corrélation 2D) implique de poser certaines hypothèses concernant le champ de déplacement. En effet, le champ de déplacement mesuré par corrélation d'images numériques est une projection sur le plan du capteur du champ réel (3D) de déplacement des points du tube (voir figure III.23). L'axe du tube, permettant de définir les coordonnées cylindriques, est supposé fixe. Soit  $\underline{X}(R, \Theta, Z)$  la position d'un point du tube dans la configuration initiale et  $\underline{x}(r, \theta, z)$  sa position dans la configuration déformée par la transformation  $\Phi$  :

$$\underline{x} = \Phi(\underline{X})$$

Le vecteur déplacement  $\underline{u} = \underline{x} - \underline{X}$  est exprimé en coordonnées cylindriques comme  $\underline{u} = u_r \underline{e}_r + u_\theta \underline{e}_\theta + u_z \underline{e}_z$ . Le gradient de la transformation  $\Phi$  s'écrit par définition :

$$\underline{\underline{F}} = \frac{\partial \underline{x}}{\partial \underline{X}}$$

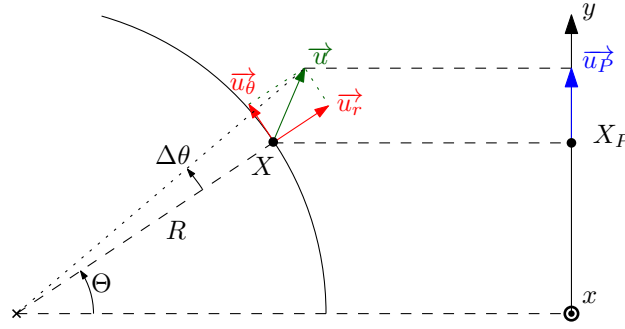


FIGURE III.23 – Schéma de principe.

Soit  $\Omega$  la zone étudiée. On effectue les hypothèses suivantes sur la géométrie et la transformation :

1.  $R$  constant sur  $\Omega$
2.  $u_r(R, \Theta, Z) = \bar{u}_r$  (déplacement radial homogène)
3.  $\Delta\Theta = \theta - \Theta \ll 1$  (déplacement angulaire petit)

En utilisant les deux premières hypothèses, les composantes du gradient de la transformation que l'on peut calculer (dans le plan tangent du tube) en coordonnées cylindriques, sont égales en tout point à :

$$\underline{\underline{F}}_{cyl} = \begin{pmatrix} F_{\theta\theta} & F_{\theta z} \\ F_{z\theta} & F_{zz} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{R} \left( \frac{\partial u_\theta}{\partial \Theta} + R + \bar{u}_r \right) & \frac{\partial}{\partial Z} (R\Theta + u_\theta) \\ \frac{1}{R} \frac{\partial}{\partial \Theta} (Z + u_z) & \frac{\partial}{\partial Z} (Z + u_z) \end{pmatrix} = \underline{\underline{1}} + \begin{pmatrix} \frac{1}{R} \left( \frac{\partial u_\theta}{\partial \Theta} + \bar{u}_r \right) & \frac{\partial u_\theta}{\partial Z} \\ \frac{1}{R} \frac{\partial u_z}{\partial \Theta} & \frac{\partial u_z}{\partial Z} \end{pmatrix}$$

**Changement de variable** On propose à présent de se placer dans les coordonnées du tube "déroulé" afin d'analyser le champ de déplacement projeté (résultats qui seraient comparables à ceux obtenus pour un essai sur un composite plan) et afin de pouvoir définir ce qu'est une transformation "homogène" sur un domaine  $\Omega$  du tube. Soit  $\Omega_{uwr}$  ( $uwr$  pour "unwrapped"), une surface plane définie dans un repère orthonormé  $(\underline{e}_v, \underline{e}_w)$  de telle sorte que les coordonnées cartésiennes dans ce repère de chaque point de  $\Omega_{uwr}$  soient associées à celles en coordonnées cylindriques d'un point du domaine  $\Omega$  du tube (figure III.24). La relation pour les coordonnées dans la configuration de référence est :

$$V = R\Theta$$

$$W = Z$$

On a la même relation entre les coordonnées dans la configuration déformée (notées en lettres minuscules) :  $v = r\theta$ ,  $w = z$ .



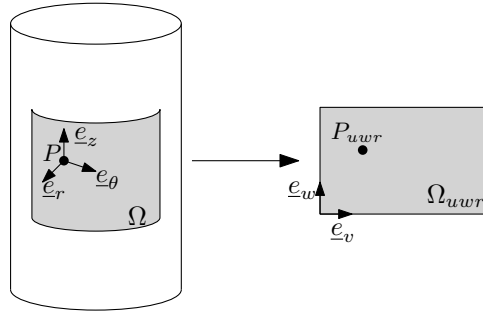


FIGURE III.24 – Changement de repère entre le tube et le tube déroulé.

Sur cette surface, on définit une transformation  $\Phi_{uwr}$  qui transforme un point  $\underline{X}_{uwr}(V, W)$  en un point  $\underline{x}_{uwr}(v, w)$ . Le gradient de cette transformation  $\underline{F}_{uwr}$  s'écrit :

$$\underline{F}_{uwr} = \frac{\partial \underline{x}_{uwr}}{\partial \underline{X}_{uwr}} = \begin{pmatrix} \frac{\partial v}{\partial V} & \frac{\partial v}{\partial W} \\ \frac{\partial w}{\partial V} & \frac{\partial w}{\partial W} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\partial(r\theta)}{\partial(R\Theta)} & \frac{\partial(r\theta)}{\partial Z} \\ \frac{\partial z}{\partial(R\Theta)} & \frac{\partial z}{\partial Z} \end{pmatrix}$$

Compte tenu de la première hypothèse on peut écrire :

$$\underline{F}_{uwr} = \begin{pmatrix} \frac{\partial((R + \Delta r)(\Theta + \Delta\theta))}{\partial(R\Theta)} & \frac{\partial((R + \Delta r)(\Theta + \Delta\theta))}{\partial Z} \\ \frac{\partial z}{\partial(R\Theta)} & \frac{\partial z}{\partial Z} \end{pmatrix}$$

où  $\Delta r$  désigne la variation de rayon du tube. Compte tenu de la troisième hypothèse ( $\Delta\theta \ll 1$ ) on peut écrire, au premier ordre :

$$\begin{aligned} \bar{u}_r &= (R + \Delta r) \cos(\Delta\theta) - R \approx \Delta r \\ u_\theta &= (R + \Delta r) \sin(\Delta\theta) \approx (R + \Delta r)\Delta\theta \approx (R + \bar{u}_r)\Delta\theta \end{aligned}$$

On obtient finalement, avec la deuxième hypothèse :

$$\underline{F}_{uwr} \sim \underline{1} + \begin{pmatrix} \frac{1}{R} \left( \frac{\partial((R + \bar{u}_r)\Delta\theta)}{\partial\Theta} + \bar{u}_r \right) & \frac{\partial((R + \bar{u}_r)\Delta\theta)}{\partial Z} \\ \frac{1}{R} \frac{\partial u_z}{\partial\Theta} & \frac{\partial u_z}{\partial Z} \end{pmatrix} \approx \underline{1} + \begin{pmatrix} \frac{1}{R} \left( \frac{\partial u_\theta}{\partial\Theta} + \bar{u}_r \right) & \frac{\partial u_\theta}{\partial Z} \\ \frac{1}{R} \frac{\partial u_z}{\partial\Theta} & \frac{\partial u_z}{\partial Z} \end{pmatrix}$$

Sous les hypothèses considérées, les composantes du gradient de cette transformation  $\Phi_{uwr}$  sont égales aux composantes du gradient en coordonnées cylindriques de  $\Phi$ . Dans le cas de l'essai de traction considéré, l'hypothèse de petits déplacements angulaires est vraisemblable, compte tenu de l'absence de cisaillement macroscopique ou de rotation de corps rigide du tube autour de son axe.

Enfin, on parlera de transformation homogène sur un sous-domaine du tube si le gradient de la transformation sur le "tube déroulé"  $\underline{F}_{uwr}$  qui lui est associé est homogène. Sur ce sous-domaine, on pourra en particulier écrire que pour  $\underline{X}_{uwr}^1, \underline{X}_{uwr}^2$  les positions de deux points dans la configuration de référence et  $\underline{x}_{uwr}^1, \underline{x}_{uwr}^2$  leurs positions dans la configuration déformée vérifient :

$$\underline{x}_{uwr}^2 = \underline{x}_{uwr}^1 + \underline{F}_{uwr}(\underline{X}_{uwr}^2 - \underline{X}_{uwr}^1)$$

**Calcul du champ de déplacement sur le tube déroulé à partir du champ projeté** La projection  $\underline{u}_P$  du déplacement  $\underline{u}$  d'un point du tube sur le plan du capteur est de composantes (voir figure III.23) :

$$\begin{aligned} u_x &= u_z \\ u_y &= u_\theta \cos \theta + u_r \sin \theta \end{aligned}$$

On rappelle que l'axe du tube est au centre de l'image et est aligné avec l'axe x.  $u_r$  étant homogène et  $\theta$  variant faiblement, on calculera  $u_\theta$  comme :

$$u_\theta = u_y / \cos \Theta - \bar{u}_r \tan \Theta$$

La quatrième et dernière hypothèse nécessaire concerne le calcul de  $\bar{u}_r$ . La moyenne de la composante  $F_{uwr}^{vv}$  sur un domaine  $\Omega_{uwr}$  est égale à :

$$\bar{F}_{uwr}^{vv} = 1 + \frac{\bar{u}_r}{R} + \frac{1}{S_{\Omega_{uwr}}} \int_{\Omega_{uwr}} \frac{\partial u_\theta}{\partial \Theta} d\Theta dZ$$

On supposera donc que la moyenne de  $\frac{\partial u_\theta}{\partial \Theta}$  est nulle pour un domaine  $\Omega_{uwr}$  suffisamment grand. Cette hypothèse est exacte pour des cas simples : si  $u_\theta$  est nul (traction homogène par exemple), homogène (rotation de corps rigide) ou fonction de  $Z$  (torsion simple par exemple) et constitue une bonne approximation si on considère pour  $u_\theta$  une fluctuation autour de ces cas particuliers. En pratique, on calcule  $\bar{u}_r$  à partir du gradient moyen  $\bar{F}_{uwr}^{vv}$  évalué sur la totalité de l'image.

Compte tenu de ce qui a été établi au paragraphe précédent, on travaillera par la suite en coordonnées sur le tube déroulé  $(R\Theta, Z) = (V, W)$ . Les coordonnées déformées seront donc calculées comme :

$$\begin{cases} v = (R + \bar{u}_r)\Theta + u_\theta \\ w = Z + u_z \end{cases} \quad (\text{III.1})$$

### III.3.2 Post-traitement

#### III.3.2.1 Calcul de gradients moyens de la transformation

Le gradient moyen sur  $\Omega_{uwr}$  de la transformation est donné par :

$$\begin{aligned} \bar{\underline{F}}_{uwr} &= \frac{1}{S_{\Omega_{uwr}}} \int_{\Omega_{uwr}} \underline{F}_{uwr} dS \\ &= \frac{1}{S_{\Omega_{uwr}}} \int_{\partial\Omega_{uwr}} \underline{x}_{uwr} \otimes \underline{n} dl \end{aligned} \quad (\text{III.2})$$

où l'on a utilisé le théorème du gradient.  $\partial\Omega_{uwr}$  est la frontière du domaine et  $\underline{n}$  sa normale sortante. En supposant que le déplacement varie linéairement entre deux points de corrélation, et dans le cas où la frontière du domaine est polygonale avec N sommets de position  $\underline{X}_{uwr}^n(V^n, W^n)$  (configuration de référence) et  $\underline{x}_{uwr}^n(v^n, w^n)$  (configuration déformée), les composantes du gradient moyen dans l'équation (III.2) s'écrivent comme [Allais *et al.*,

1994] :

$$\begin{cases} \overline{F}_{uwr}^{vv} = \frac{1}{2S_{\Omega_{uwr}}} \sum_{n=1}^N v^n (W^{n+1} - W^{n-1}) \\ \overline{F}_{uwr}^{vw} = \frac{1}{2S_{\Omega_{uwr}}} \sum_{n=1}^N -v^n (V^{n+1} - V^{n-1}) \\ \overline{F}_{uwr}^{ww} = \frac{1}{2S_{\Omega_{uwr}}} \sum_{n=1}^N w^n (W^{n+1} - W^{n-1}) \\ \overline{F}_{uwr}^{ww} = \frac{1}{2S_{\Omega_{uwr}}} \sum_{n=1}^N -w^n (V^{n+1} - V^{n-1}) \end{cases} \quad (\text{III.3})$$

avec  $\underline{X}_{uwr}^n = \underline{X}_{uwr}^0$  et  $\underline{X}_{uwr}^{n+1} = \underline{X}_{uwr}^1$  (contour fermé). Pour plus de détails on peut se référer à [Bornert, 1996].

### III.3.2.2 Fluctuations du champ de déplacement et partition de la zone étudiée

Pour des raisons de concision, on omettra par la suite les indices  $uwr$ . Sauf mention contraire, toutes les quantités sont calculées sur le "tube déroulé", évaluées suivant le traitement présenté au paragraphe précédent.

On définit les fluctuations du champ de déplacement comme la différence entre les déplacements mesurés et les déplacements donnés par la transformation moyenne :

$$\tilde{\underline{u}} = \underline{u} - (\underline{x}^0 + \underline{F}(\underline{X} - \underline{X}^0) - \underline{X})$$

où  $\underline{X}^0$  est la position d'un point quelconque dans la configuration de référence et  $\underline{x}^0$  dans la configuration déformée. On présente en figure III.25 les deux composantes des fluctuations du champ de déplacement pour le dernier pas de temps avant rupture. Le gradient moyen a été calculé sur l'ensemble de l'image en prenant comme points, dans l'équation (III.3), les points de corrélation du contour de la grille. On peut constater que les fluctuations du champ de déplacement présentent d'importantes discontinuités associées à la présence des fissures, en particulier dans la direction de traction  $Z$  (ici horizontale). Les croisements entre torons sont également le lieu de discontinuités du champ de déplacement, qui traduit possiblement un mouvement relatif entre torons (particulièrement visible dans la direction  $R\theta$ ).

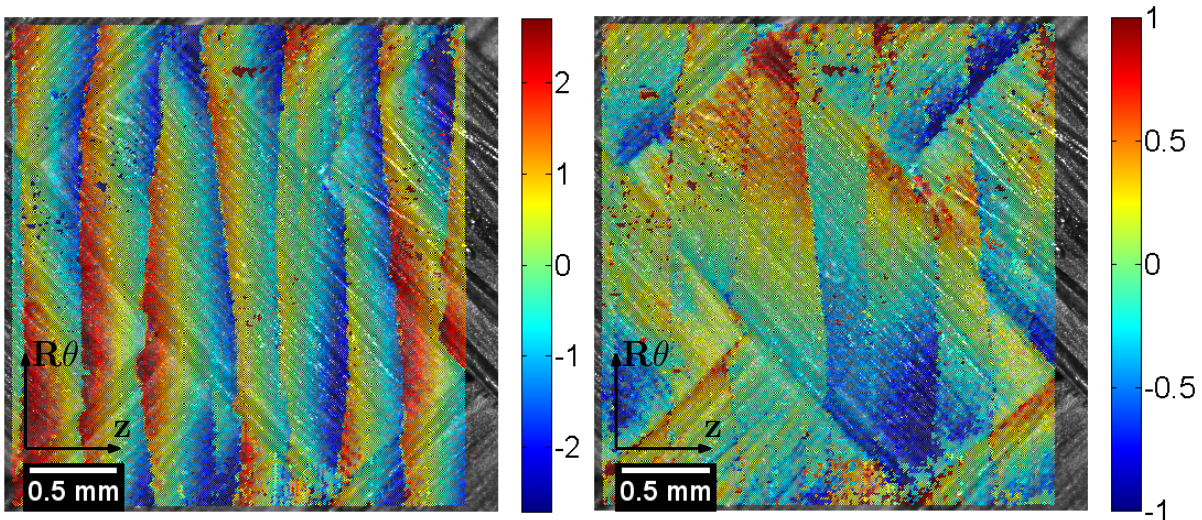


FIGURE III.25 – Fluctuations du champ de déplacement suivant  $Z$  (gauche) et  $R\theta$  (droite) superposées à l'image pour le dernier pas de temps avant rupture. L'échelle de couleurs est en micromètres.

La réalisation d'une mesure de champs de déplacements par corrélation d'images numériques n'a rien d'évident dans le cas où ce champ comporte des discontinuités. La littérature mentionne quelques méthodes avancées de corrélation d'images adaptées aux champs discontinus. Certaines méthodes de CIN globales, basées sur les éléments finis étendus (X-FEM), sont capables de traiter des discontinuités [Réthoré *et al.*, 2008]. Il existe également des méthodes locales plus lourdes telles que la "pointwise DIC" [Jin et Bruck, 2005], qui optimisent la position de tous les pixels du domaine. Enfin, la méthode de "subset splitting" consiste, après une corrélation standard, à permettre à certains domaines de corrélation où l'erreur estimée est élevée (donc traversés par la discontinuité) d'être "découpés", les deux parties ayant chacune leurs propres paramètres cinématiques [Poissant et Barthelat, 2010]. L'approche la plus simple utilisant une méthode de corrélation standard consiste à ignorer tout simplement les points du champ dont le domaine de corrélation est traversé par la discontinuité (c'est l'approche retenue ici). Les déplacements au niveau de la discontinuité sont obtenus par extrapolation à partir des points les plus proches dont les domaines ne sont pas traversés par la discontinuité.

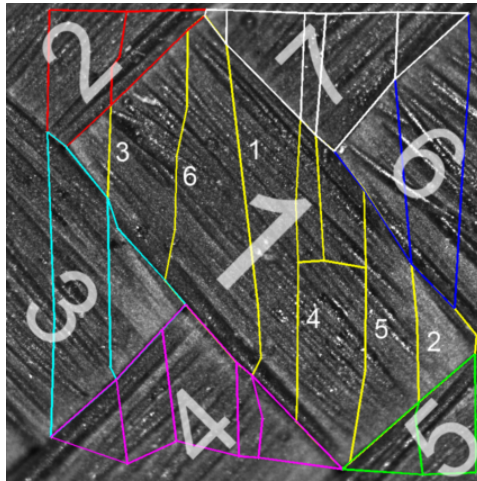


FIGURE III.26 – Partition de l'image de référence à partir des discontinuités identifiées. Les couleurs correspondent aux différents torons. Les fissures principales du toron central sont numérotées (par ordre d'apparition).

Afin de pouvoir analyser un tel champ de déplacement et d'en extraire des quantités cinématiques pertinentes, on propose de partitionner notre image en zones où le champ de déplacement est continu, séparées par des discontinuités. La cinématique des zones continues (appelées "blocs") est caractérisée par leur gradient moyen de la transformation, et les discontinuités les séparant sont caractérisées par leur saut de déplacement [Bourcier *et al.*, 2013]. En pratique, la partition est effectuée manuellement à l'aide des images et du champ de fluctuations. On définit des points particuliers sur les discontinuités (intersection entre torons, extrémité de fissures, etc.) qui définissent le contour des différents blocs. Chacun des blocs est affecté à un toron (ici de 1 à 7) et possède un numéro de bloc. Deux types de discontinuités sont définies :

- Les fissures, qui sont les discontinuités communes à deux blocs au sein du même toron,
- Les interfaces entre torons, qui sont les discontinuités communes à deux blocs au sein de torons différents.

On présente en figure III.26 la partition de l'image. Les fissures et interfaces sont définies avec un nombre minimal de points.

### III.3.2.3 Extraction des quantités cinématiques d'intérêt

La zone d'étude étant découpée en blocs, on calcule pour chacun des blocs et chacune des discontinuités leurs grandeurs cinématiques caractéristiques [Hall *et al.*, 2010]. On décrit ici les méthodes permettant de calculer ces grandeurs à partir du champ de déplacement aux points de corrélation.

**Gradient de la transformation par blocs** L'ensemble des points de corrélation à l'intérieur du bloc est isolé, et les points à proximité de l'interface sont enlevés si leur distance est inférieure à la taille des domaines de corrélation (20 pixels), afin d'éviter les points dont les déplacements portent une erreur importante du fait de la présence de la discontinuité au sein du domaine de corrélation. Parmi les points restants, un algorithme permet alors de rechercher de proche en proche les points du contour fermé, dans le sens trigonométrique. L'exemple présenté en figure III.27 présente peu de points de corrélation ; en pratique, le nombre de points de corrélation dans chaque bloc est beaucoup plus important et la différence entre contour érodé et contour réel est moins significative.

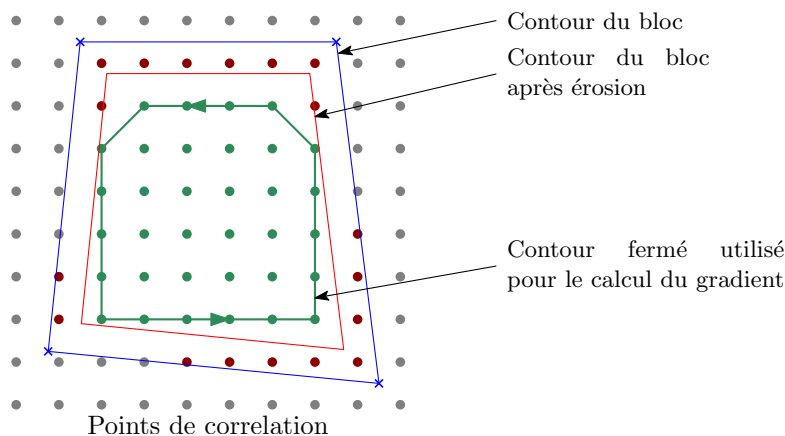


FIGURE III.27 – Définition du contour fermé d'un bloc. Les points rouges sont exclus par le procédé d'érosion.

Le gradient moyen de la transformation par blocs est calculé selon l'équation (III.3) en considérant les points du contour fermé. A partir de ce gradient de la transformation, et en négligeant les composantes hors-plan (inaccessibles à la mesure), on peut calculer une déformation telle que la déformation de Green-Lagrange  $\underline{\underline{E}} = \frac{1}{2}(\underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} - \underline{\underline{1}})$  (les déformations étant très faibles, toutes les mesures de déformation sont équivalentes).

On sépare également les effets de la transformation entre une contribution de rotation et une contribution de déformation en utilisant la décomposition polaire :

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{R}}\underline{\underline{U}}$$

où  $\underline{\underline{R}}$  est un tenseur orthogonal (rotation) et  $\underline{\underline{U}}$  un tenseur symétrique défini positif (défor-

mations pures). Ces deux tenseurs sont calculés à partir de  $\underline{\underline{F}}$  par les formules suivantes :

$$\begin{aligned}\underline{\underline{U}} &= \sqrt{\underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}}} \\ \underline{\underline{R}} &= \underline{\underline{F}} \underline{\underline{U}}^{-1}\end{aligned}$$

où la notation  $\underline{\underline{A}} = \sqrt{\underline{\underline{B}}}$  désigne l'unique tenseur défini positif tel que  $\underline{\underline{A}}^2 = \underline{\underline{B}}$  pour tout tenseur  $B$  symétrique défini positif.

**Déplacements aux interfaces** Les interfaces sont caractérisées par le saut de déplacement :

$$[[u]] = u_+ - u_-$$

où  $u_+$  et  $u_-$  sont les valeurs à droite et à gauche (tel qu'observé sur l'image) du champ de déplacement de part et d'autre de la discontinuité. Le champ de déplacement n'étant connu qu'aux points de la grille de corrélation, il faut extrapoler les positions à l'interface à partir de l'information disponible. En un point  $\underline{X}_i$  de l'interface dans la configuration de référence, on peut calculer le saut de déplacement à partir des positions et gradients de la transformation des blocs adjacents comme :

$$[[u]] = (x_+^0 + \underline{\underline{F}}_+(\underline{X}_i - \underline{X}_+^0)) - (x_-^0 + \underline{\underline{F}}_-(\underline{X}_i - \underline{X}_-^0)) \quad (\text{III.4})$$

Différentes possibilités existent pour le choix des points  $\underline{X}_+^0$ ,  $\underline{X}_-^0$  (et leurs images par la transformation  $\underline{\underline{F}}_+, \underline{\underline{F}}_-$ ) et des gradients de la transformation  $\underline{\underline{F}}_+$  et  $\underline{\underline{F}}_-$  dans l'équation (III.4) :

1.  $\underline{X}_+^0$  et  $\underline{X}_-^0$  sont deux points quelconques choisis au sein de chacun des blocs séparés par la discontinuité.  $\underline{\underline{F}}_+$  et  $\underline{\underline{F}}_-$  sont les gradients moyens de la transformation des blocs. Ce choix revient à supposer que les blocs se déforment de manière homogène. Pour une interface rectiligne, le saut de déplacement résultant est linéaire en fonction de la position sur l'interface.
2.  $\underline{X}_+^0$  et  $\underline{X}_-^0$  sont les points de la grille de corrélation les plus proches du point de l'interface considéré  $\underline{X}_i$  au sein de chacun des blocs séparés par la discontinuité.  $\underline{\underline{F}}_+$  et  $\underline{\underline{F}}_-$  sont les gradients moyens sur le bloc. Cela revient à utiliser le gradient moyen uniquement pour estimer la petite correction entre  $\underline{X}_+^0$ ,  $\underline{X}_-^0$ , et  $\underline{X}_i$  :  $\underline{\underline{F}}(\underline{X}_i - \underline{X}_-^0)$ .
3.  $\underline{X}_+^0$  et  $\underline{X}_-^0$  sont les points de la grille de corrélation les plus proches du point de l'interface considéré.  $\underline{\underline{F}}_+$  et  $\underline{\underline{F}}_-$  sont les gradients locaux de la transformation estimés au plus proche du point de l'interface considéré. Aucune hypothèse n'est faite sur les déformations des blocs mais cette méthode est dépendante d'une estimation précise des quantités locales.

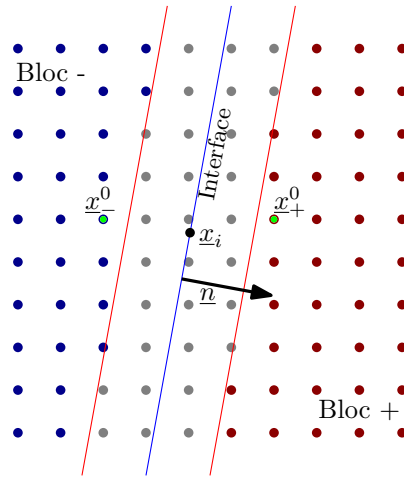


FIGURE III.28 – Saut de déplacement aux interfaces. Les points gris sont les points exclus du calcul.

Par la suite, la méthode utilisée sera l'alternative 2, meilleur compromis entre qualité de l'estimation et lourdeur du calcul. La méthode 1 sera utilisée comme moyen pour vérifier l'hypothèse de l'homogénéité de la transformation des blocs. Dans l'application de la méthode 2, on veillera à ne pas utiliser les points trop proches de l'interface (comme ce qui a été fait pour l'estimation du gradient moyen par blocs). Les points de corrélation à moins de 20 pixels de l'interface sont exclus.

### III.3.3 Résultats

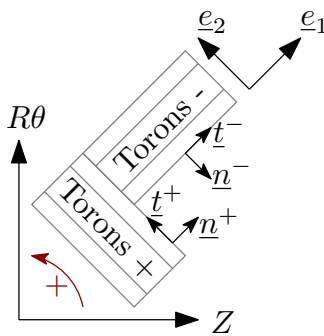


FIGURE III.29 – Notations.

L'analyse de ces données est effectuée de l'échelle la plus grande vers l'échelle la plus fine. On présente tout d'abord la cinématique moyenne de la zone étudiée et sa comparaison avec le comportement macroscopique du matériau. Dans un second temps, la cinématique des blocs et des discontinuités est présentée. On verra enfin quelles sont les contributions de ces différents mécanismes aux déformations "macroscopiques".

Pour des raisons de clarté et de concision, des choix ont été faits parmi les nombreux paramètres cinématiques qui ont été analysés. Seules les quantités pour lesquelles des tendances claires peuvent être observées seront discutées par la suite. Les différentes conventions sur le signe des rotations, l'orientation des normales et la désignation des familles de torons sont résumées sur la figure III.29.

#### III.3.3.1 Comportement moyen et représentativité de la zone d'étude

La zone étudiée représente environ  $2,8 \times 2,8 \text{ mm}^2$ . Celle-ci contient un toron entier, est de surface comparable à un motif du tressage mais ne contient pas un motif entier. Les fractions surfaciques des orientations de torons sur l'image sont d'environ 1/3 de torons "+"

pour 1/3 torons de torons "-". Afin de pouvoir étendre au comportement de l'ensemble du composite les résultats de l'analyse menée sur cette petite zone, il est nécessaire de vérifier que le comportement de celle-ci reste proche du comportement macroscopique. A cette fin, on calcule les déformations moyennes sur toute la zone à partir du déplacement mesuré aux contours.

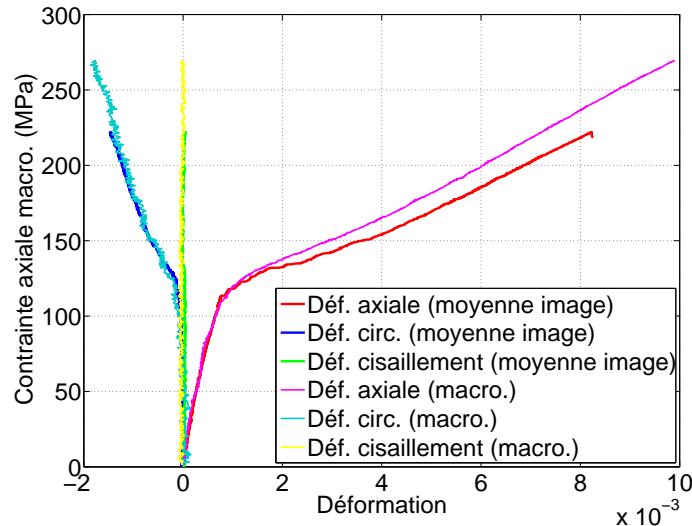


FIGURE III.30 – Comparaison entre la déformation moyenne de la zone et la courbe de traction macroscopique obtenue sur un autre essai.

On peut constater que les déformations circonférentielles sont en excellent accord avec l'essai macroscopique (figure III.30). Les déformations axiales dues à l'endommagement sont cependant un peu plus élevées à contrainte égale. On peut attribuer cela à une densité ou une ouverture de fissures légèrement plus élevées dans cette zone qu'en moyenne. Compte tenu du caractère discret de cet endommagement (seules sept grandes fissures verticales sont visibles), l'accord est cependant satisfaisant. Le déséquilibre entre les deux orientations de torons ne semble pas avoir d'effet sur le cisaillement moyen, qui reste nul.

Compte tenu des faibles rotations que l'on cherche à caractériser, il est important de prendre en compte la rotation de corps rigide de l'ensemble de l'éprouvette. La rotation moyenne de la zone étudiée atteint à rupture une valeur toutefois faible d'environ  $1,44 \cdot 10^{-3}$  rad (soit  $0,0825^\circ$ ) (figure III.31). Cette rotation peut avoir plusieurs causes :

- Une rotation de corps rigide de l'éprouvette (réalignement avec la direction de traction)
- La non-représentativité de la zone étudiée, provenant par exemple du fait que les deux orientations de torons ne soient pas également représentées.

Nous devons donc supposer que la rotation de corps rigide de la zone correspond à celle de l'ensemble de l'éprouvette. Cette rotation sera soustraite de chacune des rotations calculées par la suite.



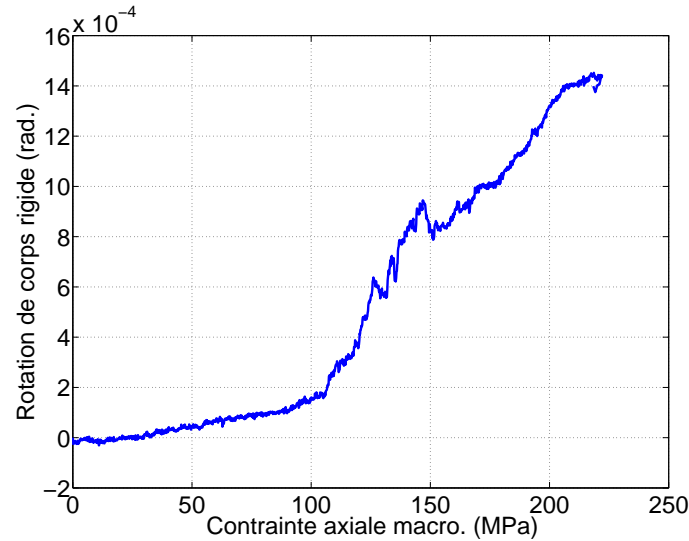


FIGURE III.31 – Angle de rotation moyen donné par la décomposition polaire du gradient de la transformation moyen sur la zone étudiée.

### III.3.3.2 Mouvements relatifs des torons

On examine les sauts de déplacement aux interfaces entre les torons, traduisant un mouvement relatif entre ceux-ci (figure III.32). Des sauts de déplacement importants sont mesurés au voisinage des intersections entre les interfaces et les fissures. Le saut de déplacement normal et tangentiel moyen correspond à la moyenne du saut de déplacement le long de l'interface, le vecteur normal considéré étant le vecteur normal moyen de l'interface.

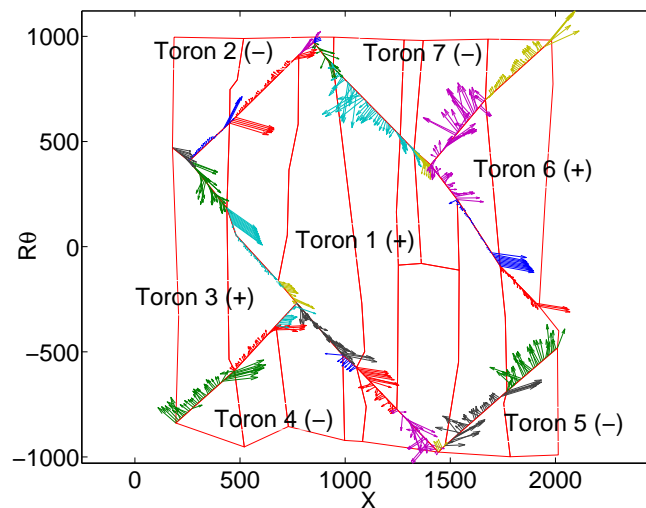


FIGURE III.32 – Sauts de déplacement aux interfaces. Les flèches représentent, amplifiés, les vecteurs sauts de déplacement (bloc de droite moins bloc de gauche, tel que définis précédemment).

Les sauts moyens normaux et tangentiels aux interfaces permettent d'observer des points communs entre interfaces de même type. Ces courbes sont tracées en figure III.33 (lissées par moyenne mobile). Une notation concise est utilisée pour les types d'interfaces : l'interface entre le toron 1 et le toron 2 est de type  $(-/+)$ , ce qui signifie que le toron de gauche est

d'orientation "-", celui de droite d'orientation "+", et que l'interface est orientée comme le symbole "/" (appellations définies en figure III.29).

On constate que les deux interfaces entre torons de même orientation (+\+) ont une ouverture normale positive, alors que le signe des autres est négatif. Un saut normal négatif correspond au glissement d'un toron sous un autre. Ces sauts négatifs peuvent indiquer un "resserrement" du tressage. Le signe de l'ouverture tangentielle (définie par la projection sur le vecteur tangentiel  $t$ , voir figure III.29) dépend non pas de la nature des torons mais uniquement de l'orientation de l'interface : les interfaces "/" ont un saut tangential positif et les interfaces "\" ont un saut tangential négatif. Dans tous les cas, ces valeurs de sauts moyens restent faibles ( $< 0,8 \mu\text{m}$ ). Ils sont nuls ou presque jusqu'au début de l'endommagement et croissent ensuite en fonction de la contrainte. Ces différentes tendances sont résumées pour trois types d'interfaces sur le schéma sur la figure III.34.

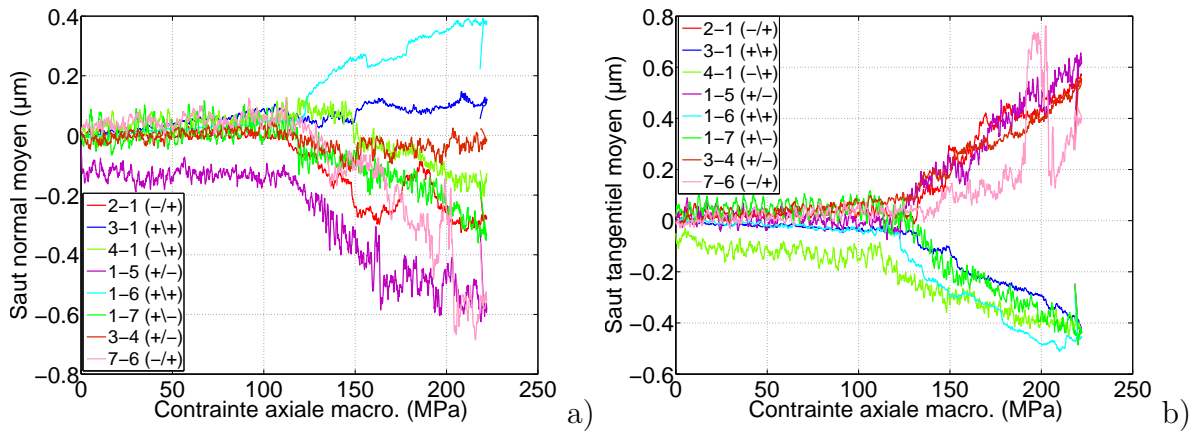


FIGURE III.33 – Sauts de déplacement moyens aux interfaces entre torons, normaux a) ou tangentiels b), en fonction de la contrainte de traction. Les courbes bleues représentent les interfaces (+\+), les courbes en nuances de rouge les interfaces "/" et les nuances de vert les autres interfaces "\".

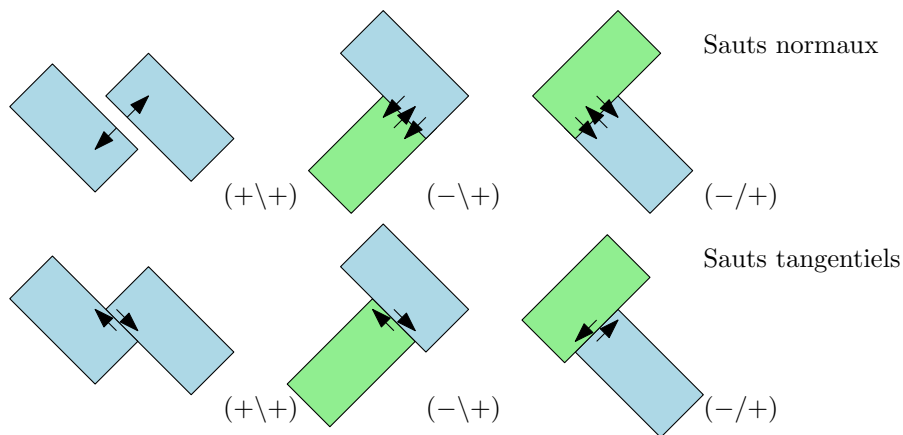


FIGURE III.34 – Schéma idéalisé des sauts de déplacements aux interfaces, pour des torons indéformables.

### III.3.3.3 Cinématique des blocs

Les valeurs de déformations des blocs matriciels ne présentent pas de tendance particulière selon la nature des torons ou leur localisation au sein de ceux-ci. Par contre, la rotation de corps rigide des blocs présente une tendance intéressante (figure III.35). Les blocs situés dans les torons "+" ont un angle de rotation positif et inversement. Les angles semblent évoluer de manière symétrique (figure III.35 b) une fois retranché l'angle de rotation de corps rigide de l'éprouvette comme indiqué en III.3.3.1 (figure III.31). Des hétérogénéités existent au sein des torons (figure III.35 a) mais cette tendance générale est respectée.

Cette rotation des torons, dont le signe dépend de leur orientation, indique que *les fils tendent à s'aligner avec la direction de traction*. Comme pour les mouvements relatifs entre torons, ces rotations sont activées lors de l'apparition de l'endommagement.

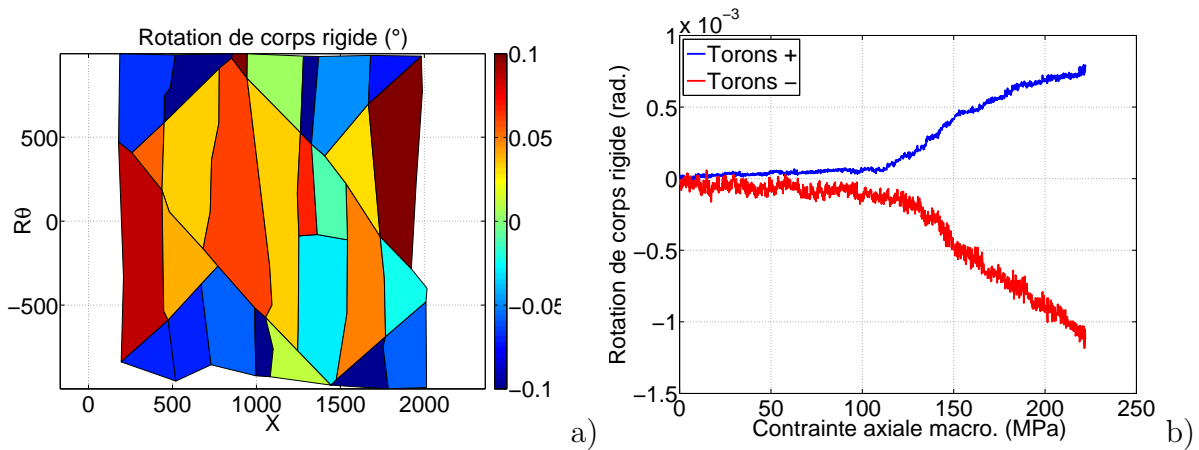


FIGURE III.35 – Cartographie des rotations de corps rigide des blocs au dernier pas de temps a), et évolution de l'angle de rotation des blocs en fonction de la contrainte de traction, moyenné sur tous les blocs de torons de même orientation b) .

L'évolution des déformations des blocs matriciels au cours de l'essai est bien spécifique (figure III.36). Les déformations axiales croissent d'abord linéairement dans le domaine élastique, puis l'apparition des fissures décharge brutalement la matrice. De façon plus difficile à expliquer, les fragments matriciels passent ensuite en compression puis repassent en traction à la fin de l'essai. Les déformations diamétrales suivent une évolution plus simple : très faibles dans la zone élastique (l'effet du coefficient de Poisson est peu visible), elles décroissent continûment jusqu'à rupture. Si le mécanisme de réorientation des fibres que nous avons indiqué ci-dessus est correct, alors ceci peut correspondre à la mise en compression transverse des fragments matriciels due à la rotation des torons.

En moyenne, les déformations de blocs ne semblent pas dépendre de l'orientation des torons dans lesquels ils se trouvent. Par contre, la variabilité entre blocs est assez importante. Enfin, le cisaillement (non représenté ici) est faible pour les deux familles de blocs (environ  $10^{-3}$ ) et ne présente pas de tendance particulière.

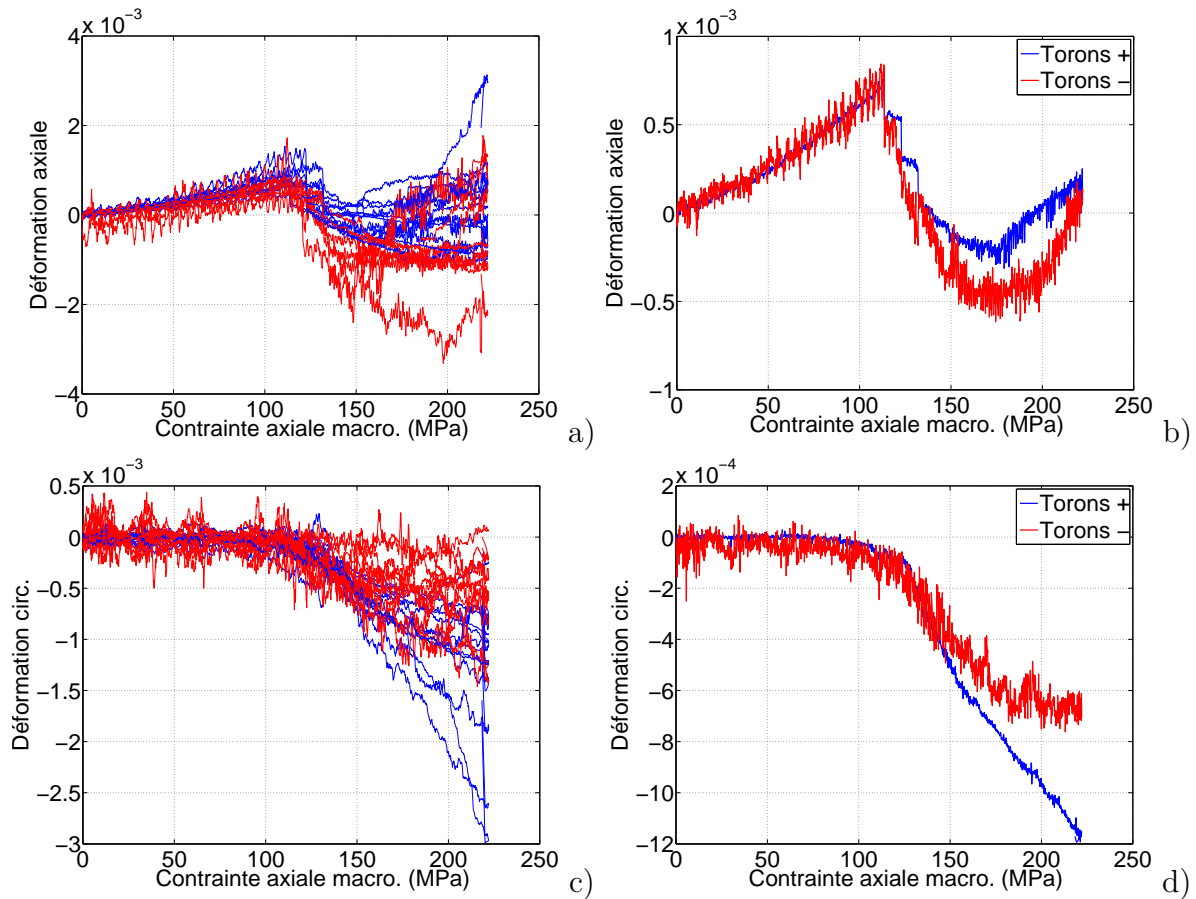


FIGURE III.36 – Évolution des déformations axiales a) et circonférentielle c) bloc par bloc en fonction de la contrainte macroscopique (les blocs de torons "+" en bleu et de torons "-" en rouge) et moyenne de ces courbes sur les blocs de torons de même orientation b) et d). Quelques courbes particulièrement bruitées ont été omises dans les figures a) et c).

### III.3.3.4 Ouverture des fissures

Les sauts de déplacement au niveau des fissures sont étudiés de la même manière que ceux aux interfaces. On représente sur la figure III.37 l'évolution du saut normal et du saut tangentiel moyen pour les fissures du toron 1 (les numéros de fissures, par ordre d'apparition, sont repérés sur la figure III.26). Nuls avant endommagement, ces sauts croissent après l'ouverture de la fissure en question. L'ouverture normale des fissures est brutale à son apparition, alors que l'ouverture tangentielle évolue progressivement. Après la phase d'ouverture rapide, (et qui semble, pour certaines, se faire en plusieurs étapes) l'ouverture normale de la fissure croît quasi-linéairement en fonction de la contrainte. Les ouvertures atteintes à rupture sont comprises entre  $1,5 \mu\text{m}$  et  $4 \mu\text{m}$ . Les ouvertures tangentielles sont bien plus faibles que les ouvertures normales et sont très faibles en moyenne.

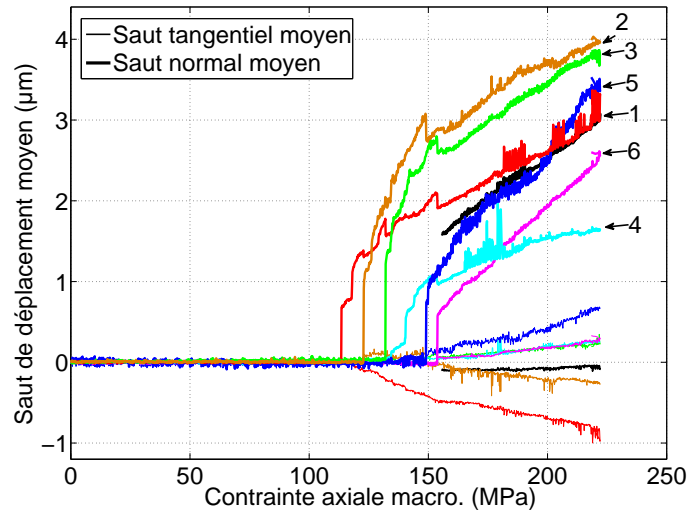


FIGURE III.37 – Évolution des sauts de déplacement moyens normaux (traits épais) et tangentiels (traits fins) des fissures en fonction de la contrainte macroscopique. Leurs moyennes pondérées par la longueur des fissures sont également indiquées en noir.

L'ordre d'apparition des fissures n'est pas quelconque. Tout d'abord la fissure 1, centrale, apparaît ; puis les fissures 2 et 3, les plus éloignées, apparaissent de part et d'autre. Celles-ci causent une légère décharge au niveau de la fissure 1, qui se referme légèrement (plus importante pour la fissure 3 que pour la 2, cette dernière étant plus éloignée). Enfin, les fissures 4 et 5 apparaissent là où le fragment matriciel est le plus grand, c'est à dire entre les fissures 1 et 2. La fissure 4, peu ouverte, ne décharge pas les fissures adjacentes, mais la fissure 5 décharge la fissure 2 (elles sont très proches). Enfin, la fissure 6 apparaît dans le fragment le plus important (entre les fissures 1 et 3) et décharge ses voisines. L'endommagement est alors saturé et les ouvertures de fissures évoluent quasi-linéairement.

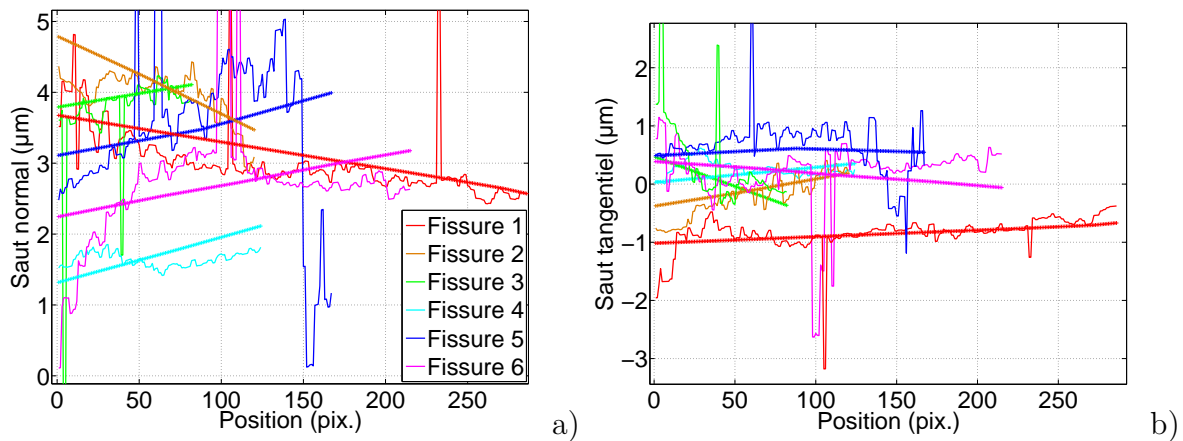


FIGURE III.38 – Profils le long des fissures du toron 1 du saut de déplacement normal (a) et tangentiel (b) pour le dernier pas de temps. Les courbes irrégulières sont obtenues avec la méthode 2 et celles rectilignes par la méthode 1 (hyp. de blocs homogènes).

On représente en figure III.38 l'allure des profils de sauts de déplacement normal et tangentiel le long des fissures du toron 1. Ceux-ci, calculés avec la méthode 2, sont assez proches

des profils linéaires qui seraient donnés par l'hypothèse de blocs déformés de manière homogène. Les sauts de déplacement calculés avec cette hypothèse (méthode 1) sont représentés à des fins de comparaison. On peut conclure de cette comparaison que l'hypothèse de blocs déformés de manière homogène fournit une bonne approximation de la cinématique réelle du composite.

### III.3.3.5 Contributions au comportement macroscopique

Nous avons isolé jusqu'à présent trois "mécanismes" de déformation principaux (ouverture de fissures, déformation élastique des torons, mouvements relatifs entre torons). Les contributions de ces mécanismes à la déformation macroscopique sont examinées.

**Discontinuités** Le gradient de la transformation moyen d'un domaine de surface  $S_\Omega$  contenant  $N$  discontinuités  $l_i$  est donné par :

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{F}}_m + \frac{1}{S_\Omega} \sum_{i=1}^N \int_{l_i} [[u]] \otimes \underline{n} dl$$

où  $\underline{\underline{F}}_m$  est la moyenne pondérée des gradients moyens de la transformation des blocs. En séparant les interfaces et les fissures, le tenseur des déformations linéarisé est donné par :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\epsilon}} &= \frac{1}{2} \left( (\underline{\underline{F}} - 1) + (\underline{\underline{F}} - 1)^T \right) \\ &= \underbrace{\frac{1}{2} \left( (\underline{\underline{F}}_m - 1) + (\underline{\underline{F}}_m - 1)^T \right)}_{\underline{\underline{\epsilon}}_B} + \underbrace{\frac{1}{S_\Omega} \sum_{Fissures} \int_{l_i} [[u]] \overset{S}{\otimes} \underline{n} dl}_{\underline{\underline{\epsilon}}_F} + \underbrace{\frac{1}{S_\Omega} \sum_{Interfaces} \int_{l_i} [[u]] \overset{S}{\otimes} \underline{n} dl}_{\underline{\underline{\epsilon}}_I} \end{aligned}$$

avec  $\underline{\underline{\epsilon}}_B$  la contribution des blocs,  $\underline{\underline{\epsilon}}_F$  celle des fissures et  $\underline{\underline{\epsilon}}_I$  celle des interfaces.  $\overset{S}{\otimes}$  désigne le produit tensoriel symétrisé.

On représente en figure III.39 a) les composantes de la déformation calculée de cette manière pour la contribution des interfaces entre torons. Les déformations axiales et circonférentielles apportées par les interfaces sont quasiment égales (en valeur absolue) et croissent de manière quasi-linéaire à partir du début de l'endommagement. Le cisaillement apporté est faible. La contribution des fissures à la déformation moyenne est calculée de la même façon (figure III.39 b). Les contributions des fissures des torons "+" uniquement et "-" uniquement sont indiquées en couleurs claires et ne montrent pas d'écart significatif. La contribution des fissures ne dépend pas de la nature du toron où elles se trouvent. Enfin, les fissures ne contribuent qu'à la déformation axiale, les autres composantes étant négligeables.

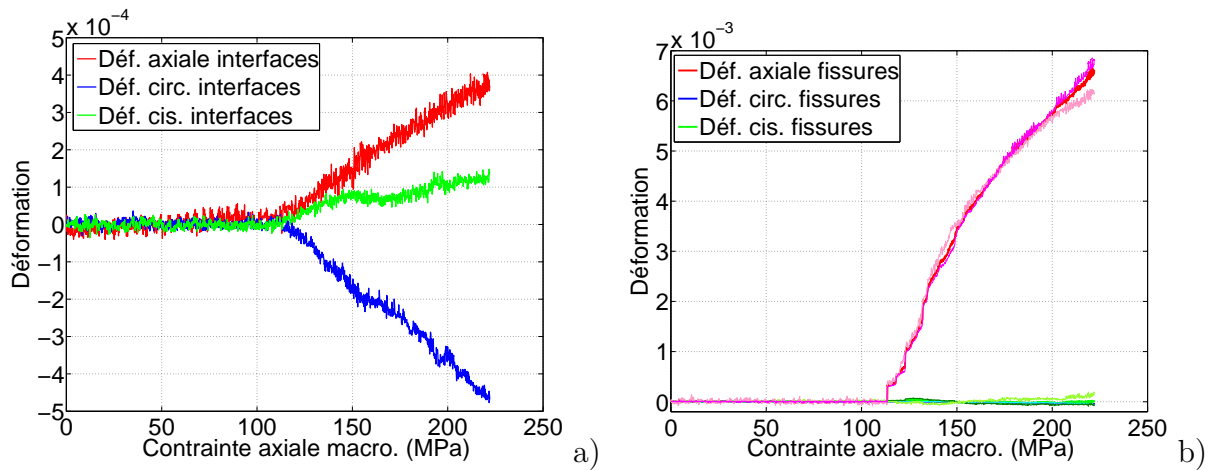


FIGURE III.39 – Contributions à la déformation macroscopique des interfaces a) et des fissures b) en fonction de la contrainte axiale. Les contributions des fissures des torons "+" uniquement et "-" uniquement sont indiquées en couleurs claires. A noter que les échelles sont bien différentes.

Le niveau de déformation axiale apportée par les interfaces est de très loin inférieur à celui des fissures. A l'inverse, la contribution des fissures à la déformation diamétrale est négligeable comparée à celle des interfaces.

**Bilan** On résume ces différentes contributions en figure III.40. On vérifie tout d'abord que la somme des contributions des interfaces, fissures et blocs est bien égale à la déformation moyenne de la zone, calculée directement au contour de celle-ci, ce qui valide les méthodes employées (évaluation des déformations avec érosion des blocs, extrapolation aux interfaces).

La déformation axiale provient initialement (dans le domaine élastique) de la déformation élastique des blocs, puis de l'ouverture des fissures une fois que l'endommagement est en place (figure III.40 a). La déformation circonférentielle provient aux 2/3 de la compression transverse des fragments matriciels et aux 1/3 des interfaces entre torons (figure III.40 b). L'ouverture des fissures hors-plan ne contribue pas directement à la déformation circonférentielle.

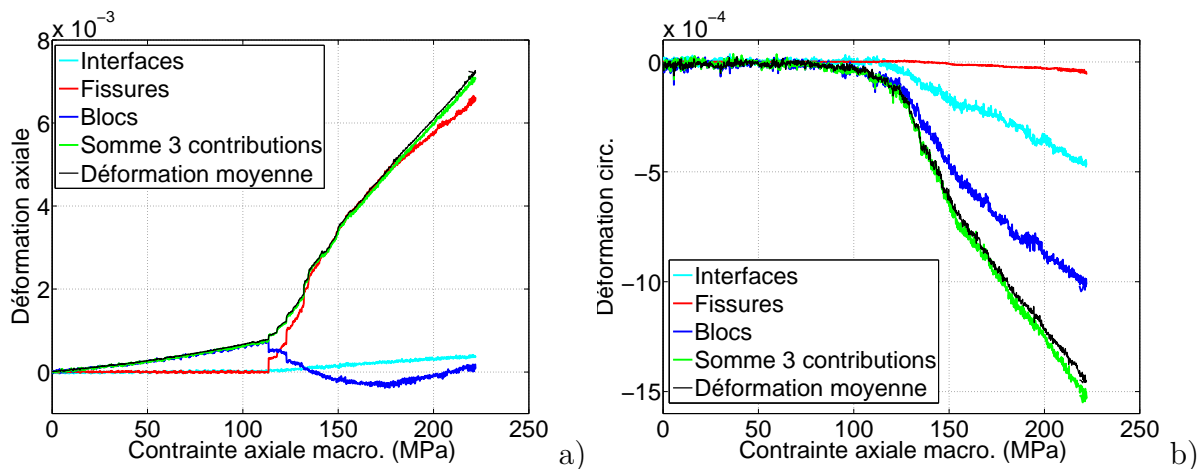


FIGURE III.40 – Contributions à la déformation axiale (fig. III.40 a) et à la déformation circonférentielle (fig. III.40 b) en fonction de la contrainte axiale.

### III.3.4 Conclusions

Afin de caractériser finement les mécanismes d'endommagement, des champs de déplacement ont été mesurés par corrélation d'images à fort grossissement à l'échelle d'un toron. Afin d'extraire de ces champs différentes quantités cinématiques pertinentes, un post-traitement s'appuyant sur un découpage par blocs a été proposé. Il a ainsi été possible d'évaluer les sauts de déplacements associés aux différentes discontinuités des champs (fissures, interfaces) ainsi que les déformations et rotations des zones continues (blocs).

- On a pu constater que le comportement d'une surface relativement réduite du composite est assez proche du comportement macroscopique du matériau, caractérisé sur des objets de grande taille (figure III.30). Ce fait, à confirmer sur d'autres essais du même type, est plutôt un point positif pour la modélisation multi-échelles du comportement mécanique. En ce qui nous concerne ici, cela permet de consolider les conclusions que nous tirons de cette expérience : le comportement de la région étudiée est représentatif.
- Il a été montré que les croisements entre torons sont le lieu de discontinuités du champ de déplacement. Ces mouvements vont dans le sens d'un resserrement du tressage, et ne sont activés qu'une fois l'endommagement en place (figure III.33). Leur évolution dépend ensuite linéairement de la contrainte. Ils ont pour conséquences en moyenne des déformations axiales positives et circonférentielles négatives du même ordre (figure III.39 a). Elles contribuent de manière négligeable à la déformation axiale mais représentent 1/3 de la déformation circonférentielle.
- L'évolution de toutes les fissures au sein d'un toron a été caractérisée et permet de mettre en évidence leur ordre d'apparition et leurs interactions (figure III.37). Malgré un tressage à 45° de la direction de traction, celles-ci se créent et s'ouvrent de manière normale à la direction de traction. Elles ne contribuent donc qu'à la déformation axiale (figure III.39 b). Les courbes d'ouverture des fissures en fonction de la contrainte macroscopique sont des données importantes pour la modélisation.
- Enfin, le comportement des fragments matriciels est particulièrement intéressant. Une fois que l'endommagement débute et que la déformation devient très hétérogène, la matrice est brutalement déchargée (ce qui est bien connu). Elle passe en légère compression axiale avant de repasser en traction en fin d'essai (figure III.36 b). La déformation circonférentielle des blocs matriciels est négative, signe que les blocs sont soumis à une importante compression transverse (figure III.36 d).

*Cette cinématique (rotation différentielle des deux orientations de fils, élongation axiale, contraction transverse) peut correspondre à un réalignement des torons dans la direction de traction. Ce mécanisme consiste en la rotation relative des fibres constitutives du composite, qui tendent à s'aligner avec la direction de chargement.*



## III.4 Chargements complexes : comportement macroscopique et endommagement

Les différents résultats expérimentaux présentés précédemment concernent le comportement du matériau sous chargements proportionnels monotones (ou bien avec des décharges à contrainte nulle). Pour des trajets de chargement plus complexes, différents modes d'endommagement peuvent être activés et interagir (par exemple plusieurs réseaux de fissures matricielles ayant des orientations différentes). La présence d'un effet de réorientation des fils dans la direction de traction, activé par l'endommagement, apporte une complexité supplémentaire. Ces essais ont pour objet de caractériser ces éventuelles interactions entre mécanismes d'endommagement. Une infinité de trajets de chargement est envisageable : on se propose d'examiner le comportement macroscopique du matériau pour cinq d'entre eux, supposés activer plusieurs mécanismes de déformation.

### III.4.1 Endommagements indépendants : torsion alternée

Compte tenu des observations de la fissuration réalisées précédemment, la torsion alternée (cisaillement positif puis négatif) est supposée donner lieu à deux systèmes de fissuration à  $\pm 45^\circ$ . Ces deux systèmes sont donc orthogonaux. Les contraintes principales (et les fissures) sont également dans les axes des torons. L'essai réalisé est le suivant :

1. Charge jusqu'à  $\sigma_{\theta z} = 225$  MPa,
2. Décharge et passage en négatif jusqu'à  $\sigma_{\theta z} = -225$  MPa,
3. Charge jusqu'à rupture ( $\sigma_{\theta z} = 314$  MPa).

Conformément à ce qui est attendu, l'endommagement est orienté à  $45^\circ$  dans les phases 1 et 3 et à  $-45^\circ$  dans la phase 2, une compression venant refermer le système inactif (figure III.42)

Ces données peuvent être interprétées comme suit :

1. La première phase correspond au comportement en torsion observé précédemment. L'endommagement apparaît peu après 100 MPa.
2. On constate lors du passage en cisaillement négatif que le module de cisaillement est entièrement restauré. L'émission acoustique indique une absence d'interaction entre l'endommagement créé dans la phase précédente et celui de cette phase : l'endommagement n'est pas retardé (le point C au début de la phase 2 est à la même contrainte que le point A). Le comportement macroscopique est identique (au signe près) à celui observé durant la phase précédente.
3. L'endommagement en cisaillement positif reprend au niveau où il avait été "laissé" (le point D au début de la phase 3 est à la même contrainte que le point B). La figure III.41 montre peu ou pas d'effet de l'endommagement en cisaillement négatif sur les propriétés en cisaillement positif : les fissures parallèles à la contrainte principale sont refermées (et en compression). Ceci est observé in-situ sur un toron (figure III.42). Deux images, à la fin de la phase 2 et à la fin de la phase 3 montrent que le matériau est fissuré dans deux directions orthogonales mais que seul l'un des systèmes participe à la déformation. Enfin, la contrainte à rupture est plus élevée que pour les essais de torsion monotone précédemment présentés.

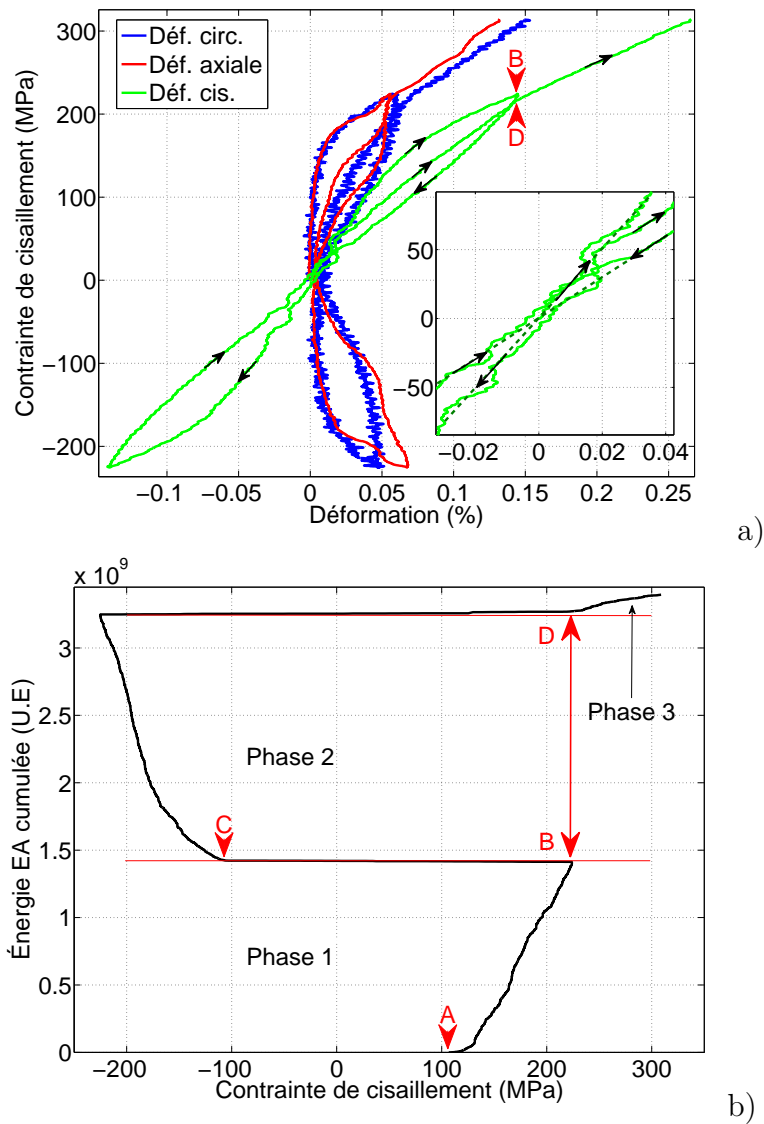


FIGURE III.41 – Courbes contrainte-déformations a) et énergie cumulée d'émission acoustique b) pour l'essai de torsion alternée.

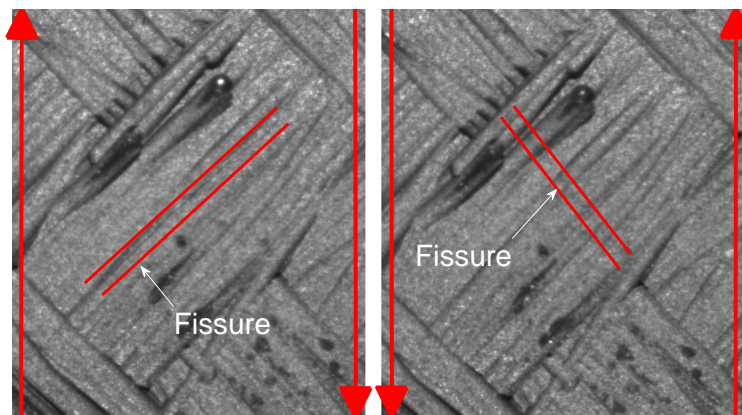


FIGURE III.42 – Image d'un toron fissuré dans le sens positif (gauche, fin de la phase 3) et négatif (droite, fin de la phase 2) à deux instants de l'essai de torsion alternée.

En accord avec les essais présentés dans la littérature [Chaboche et Maire, 2001], les deux systèmes orthogonaux de fissuration dans les axes du composite semblent indépendants.

### III.4.2 Endommagements en interaction

L'interaction entre des endommagements dans des directions non orthogonales est ici examinée en traction-torsion, qui est la seule méthode à notre disposition pour réaliser cette étude sur un tube. Un niveau de contrainte est choisi en traction et en torsion de telle sorte que leurs pourcentages d'énergie d'émission acoustiques relativement à la saturation soient similaires. Pour un niveau d'émission acoustique de 50%, ceci correspond environ à 200 MPa en torsion et 160 MPa en traction. On applique ces niveaux de chargement dans un ordre ou dans l'autre.

#### III.4.2.1 Traction-torsion-traction

L'essai de traction-torsion-traction est donc le suivant :

1. Rampe en traction jusqu'à  $\sigma_{zz} = 160$  MPa puis décharge,
2. Rampe en torsion jusqu'à  $\sigma_{\theta z} = 200$  MPa puis décharge,
3. Rampe en traction jusqu'à rupture.

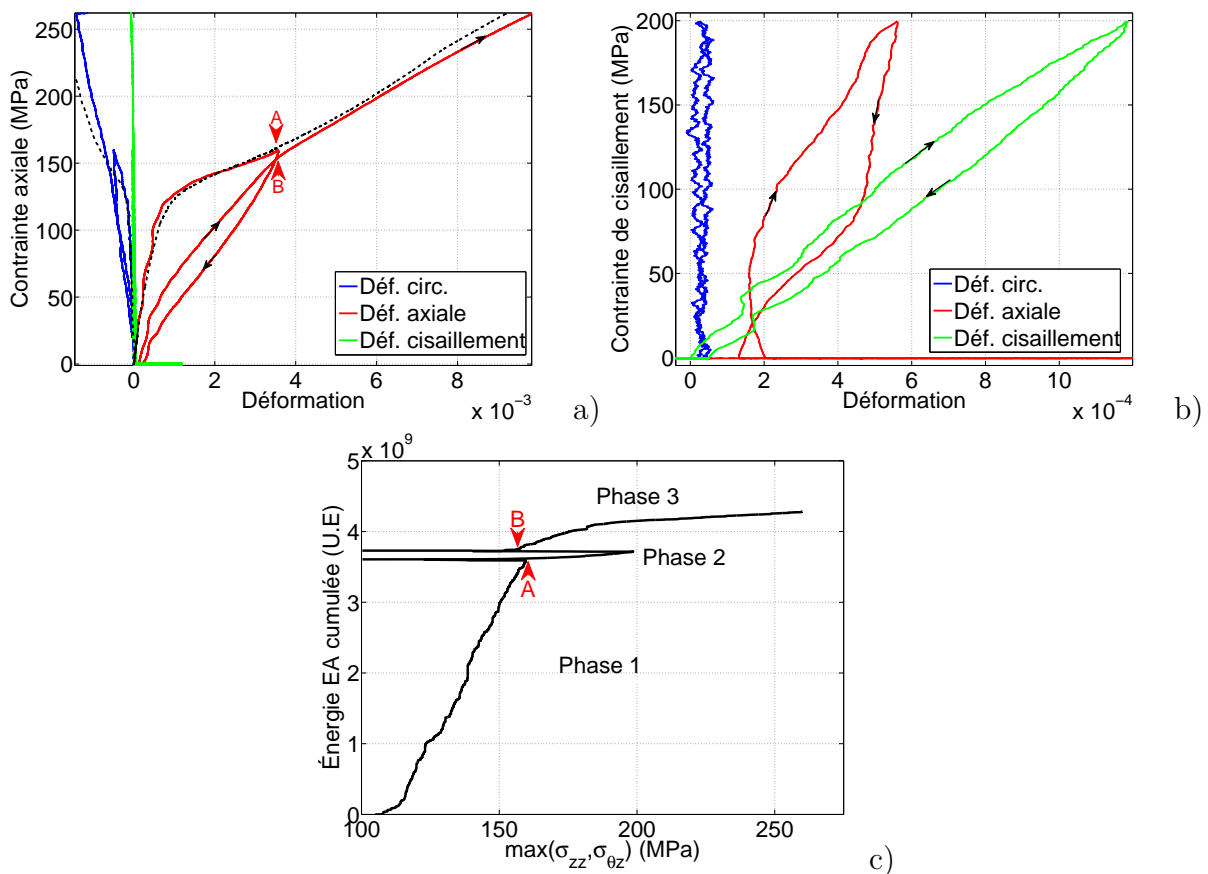


FIGURE III.43 – Courbes contrainte-déformation a) et b) et énergie cumulée d'émission acoustique c) pour l'essai de traction-torsion-traction. Le comportement en traction monotone est rappelé en pointillés noirs.

La figure III.43 présente les courbes de comportement en fonction de la contrainte axiale (pour les phases 1 et 3) et de la contrainte de cisaillement (phase 2). L'interprétation proposée est la suivante :

1. La première phase correspond au comportement en traction simple. L'endommagement apparaît peu après 100 MPa.
2. Lors de la phase 2, en torsion, l'endommagement apporté est très faible (figure III.43 c) - faible énergie acoustique dans cette phase) et l'endommagement est donc toujours uniquement de normale  $\underline{e}_z$ . Le comportement est très différent d'un essai de torsion simple : la déformation diamétrale reste nulle, la déformation axiale est beaucoup plus importante et le module de cisaillement initial plus faible ( $\simeq 200$  GPa au lieu de 240 GPa). La déformation axiale observée est en partie une déformation résiduelle due à la refermeture incomplète des fissures lors de la décharge de la phase 1. L'évolution de la déformation axiale et la chute du module de cisaillement correspondent respectivement à une ouverture normale et une ouverture tangentielle des fissures de normale  $\underline{e}_z$ . La nullité des déformations transverses est un indice supplémentaire de l'absence de fissures orientées différemment. Enfin, celle-ci indique également que la réorientation des torons est inactive, ce qui est attendu sachant que la sollicitation est dans le repère des fils.
3. L'endommagement en traction reprend en phase 3 (point B) approximativement au niveau de contrainte atteint à la fin de la phase 1 (point A). Le comportement lors de la phase 3 est très similaire à celui d'un essai de traction simple et les niveaux de contrainte et de déformation à rupture sont similaires.

L'endommagement lors de la phase 1 semble donc retarder, voire inhiber l'endommagement en torsion en phase 2. Cette phase de torsion à peu ou pas d'effet sur le comportement en traction lors de la phase 3. Les fissures à  $0^\circ$  sont très visibles en fin d'essai mais aucune orientée à  $45^\circ$  n'est observée.

### III.4.2.2 Torsion-traction-torsion

Le trajet de chargement de l'essai de torsion-traction-torsion est :

1. Rampe en torsion jusqu'à  $\sigma_{\theta z} = 200$  MPa puis décharge,
2. Rampe en traction jusqu'à  $\sigma_{zz} = 160$  MPa puis décharge,
3. Rampe en torsion jusqu'à rupture.

La figure III.44 présente les courbes de comportement en fonction de la contrainte axiale (pour la phase 2) et de la contrainte de cisaillement (phases 1 et 3).

1. La première phase correspond au comportement en torsion observé précédemment. L'endommagement (fissures orientées à  $45^\circ$ ) apparaît aux environs de 100 MPa.
2. L'endommagement en traction n'est pas retardé relativement à un essai simple (un peu plus de 100 MPa - point B) Le comportement lors de la phase 2 est assez comparable à celui en traction simple, avec des déformations diamétrales un peu plus élevées. Malgré les fissures à  $45^\circ$  il n'y a pas de cisaillement mesurable. Les fissures créées dans cette phase, à environ  $0^\circ$ , sont visibles (figure III.45 a). Il semble toutefois que les fissures de traction ne soient pas exactement à  $0^\circ$  mais à un angle légèrement négatif : ceci pourrait provenir d'une interaction avec les fissures créées en torsion.

3. Enfin, lors de la phase 3, on retrouve les tendances de la phase 2 de l'essai précédent : les fissures à  $0^\circ$  provoquent en torsion une forte déformation axiale (il y a toujours les déformations résiduelles de la phase 2), et abaissent le module de cisaillement (celui-ci est de l'ordre de 210 GPa après la phase 1 et de l'ordre de 190 GPa après la phase 2), ce qui provient des ouvertures normales et tangentielles des fissures de normale  $e_z$ . Lors de la phase 3, l'endommagement en torsion (point C) est retardé d'environ 50 MPa par rapport au niveau de contrainte atteint précédemment (point A). Les fissures à  $45^\circ$  sont visibles mais plus celles à  $0^\circ$  (figure III.45 b), qui sont peu ou pas ouvertes.

Cet essai non-proportionnel indique également que l'énergie acoustique est une quantité dont le lien avec l'endommagement n'est pas direct : si la phase 1 n'a que peu d'effet sur la phase 2, la phase 2 a un effet important sur la phase 3. Malgré des énergies libérées comparables, il est possible que la densité de fissures créée en traction soit plus importante.

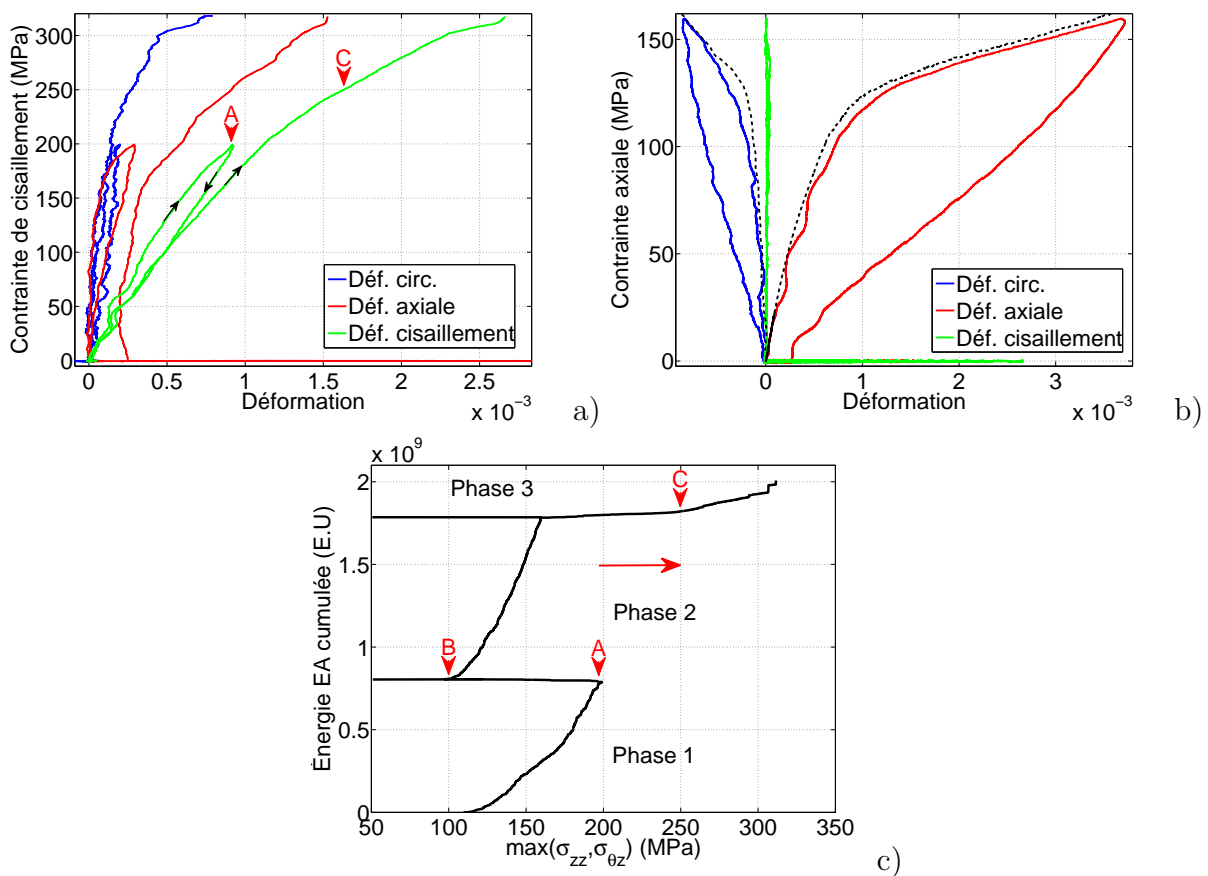


FIGURE III.44 – Courbes contrainte-déformation a) et b) et énergie cumulée d'émission acoustique c) pour l'essai de torsion-traction-torsion. Le comportement en traction monotone est rappelé en pointillés noirs.

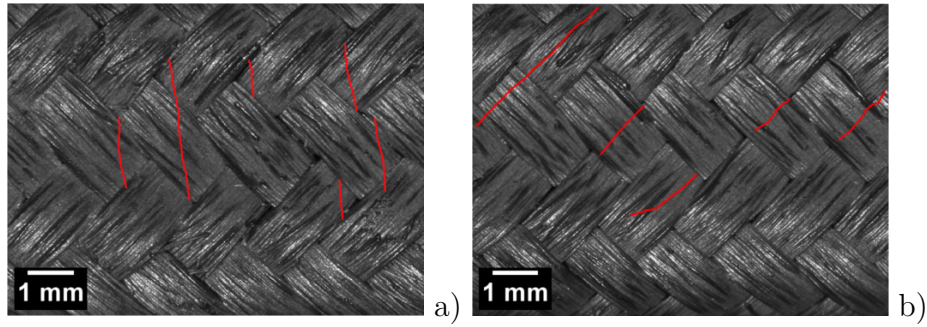


FIGURE III.45 – Exemple de quelques fissures visibles à la fin de la phase 2 (traction - fig. a) et à la fin de la phase 3 (torsion - fig. b). Les fissures sont trop peu ouvertes pour être visibles durant la phase 1.

### III.4.3 Refermeture et réorientation des torons

L'endommagement des composites SiC/SiC présente un caractère unilatéral, l'effet de celui-ci étant au moins partiellement désactivé lorsque le signe de la contrainte appliquée est inversé. Certaines références indiquent une restauration totale des modules élastiques en compression, pour des essais dans les axes du composite et hors axes [Chaboche et Maire, 2002]. Dans notre cas, en torsion (direction de sollicitation alignée à celle des fils), la refermeture des fissures et l'absence de réalignement des torons induit une restauration complète des modules élastiques (figure III.41). Dans les cas où la réorientation des torons est possible, on peut supposer que les modules ne sont que partiellement restaurés en compression car l'endommagement dans le plan n'est pas désactivé.

On se propose d'examiner plus en détail l'effet de chargements de traction et de compression successifs. Deux trajets de chargement simples sont appliqués.

#### III.4.3.1 Traction-compression

L'essai présenté ici vise à caractériser l'effet d'un endommagement en traction sur le comportement en compression. Le premier trajet de chargement est le suivant :

1. Rampe en traction jusqu'à  $\sigma_{zz} = 170$  MPa (environ 75% d'énergie d'émission acoustique en traction monotone),
2. Décharge et chargement en compression jusqu'à rupture.

Lors de la décharge et du passage en compression, une très nette rupture de pente sur la déformation axiale semble indiquer la refermeture complète des fissures vers -70 MPa (figure III.46 a). On constate cependant que l'on ne retrouve pas le module initial (module tangent 135 GPa au lieu de 240 GPa). Une comparaison entre les essais monotones et ce trajet de chargement permet de constater que le module tangent atteint en compression, après refermeture des fissures, est similaire à celui de la deuxième phase de l'essai de compression monotone (figure III.47). La déformation circonférentielle montre une non-linéarité de forme complexe. Le "coefficient de Poisson" initial n'est également pas restauré en compression. L'endommagement en compression débute aux alentours de -260 MPa (point A), plus tôt que dans le cas d'un chargement monotone (environ -310 MPa, figure III.46 b).

L'endommagement dans le plan peut permettre d'expliquer ce comportement. Les modules élastiques ne sont que partiellement restaurés, une partie de l'endommagement (hors-plan) étant désactivé, mais l'endommagement dans le plan étant possiblement toujours actif. Si celui-ci n'est pas complètement désactivé par le changement de signe de la contrainte, la réorientation des torons est toujours permise.

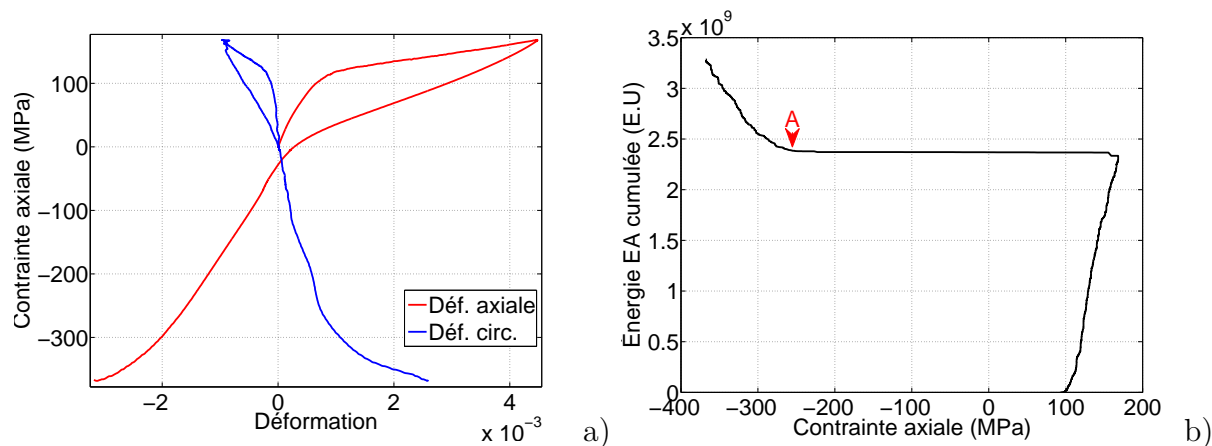


FIGURE III.46 – Courbes contrainte-déformations a) et énergie cumulée d'émission acoustique b) pour l'essai de traction-compression.

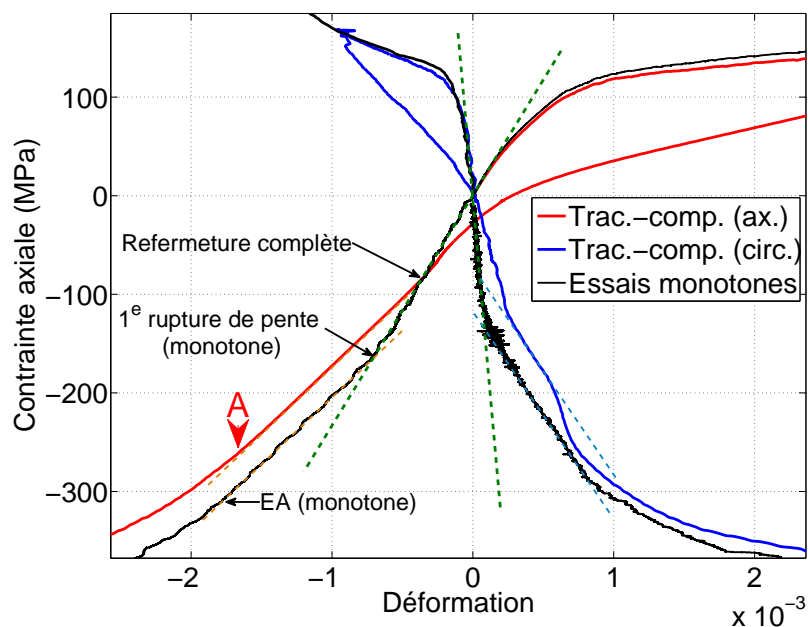


FIGURE III.47 – Comparaison entre l'essai de traction-compression et les chargements de traction et compression monotones.

## III.4.3.2 Compression-traction

L'essai suivant permet d'examiner l'effet de la première non-linéarité en compression, attribuée à la réorientation des torons, sur le comportement en traction. Un trajet de chargement inverse au précédent est appliqué :

1. Rampe en compression jusqu'à  $\sigma_{zz} = -280$  MPa (avant endommagement hors-plan) ,
2. Décharge et chargement en traction jusqu'à rupture.

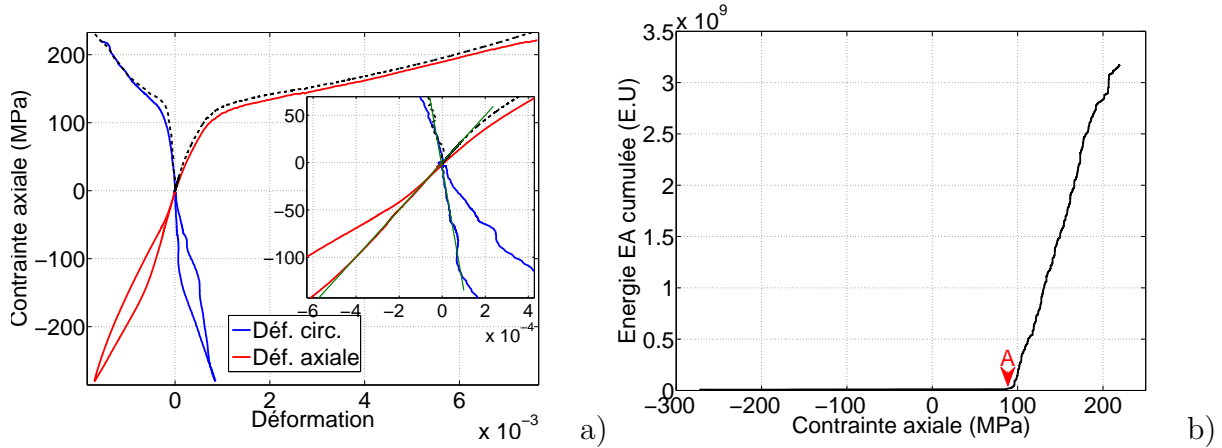


FIGURE III.48 – Courbes contrainte-déformation et vue rapprochée autour de l'origine avec les courbes de traction monotone (noir) a) et énergie cumulée d'émission acoustique b) pour l'essai de compression-traction.

La phase en compression n'a pas donné lieu à un endommagement significatif, visible sur l'émission acoustique (figure III.48 b). Lors du passage en traction, le module dans la direction axiale ne semble pas totalement restauré (210 GPa au lieu de 240 GPa). Les mesures de déformation circonférentielle ne sont pas assez précises pour confirmer une différence de modules élastiques de cet ordre. L'endommagement (point A) débute au niveau constaté en traction monotone.

Comme précédemment, cette différence de modules élastiques peut être attribuée au mécanisme de réorientation des torons. L'absence de déformations résiduelles semble indiquer également que cette non-linéarité n'est pas due à l'ouverture de fissures. La réorientation est partiellement désactivée lors du passage en traction, comme on peut l'observer sur les déformations circonférentielles.



## III.5 Synthèse : mécanismes de déformation

Les résultats principaux concernant les mécanismes de déformation caractérisés dans ce chapitre sont rappelés ici et mis en relation avec le comportement macroscopique observé. Une interprétation de certaines propriétés du comportement macroscopique est proposée, à l'aide du mécanisme de réorientation des torons mis en évidence précédemment.

### Observations de la fissuration

L'orientation de la fissuration hors-plan a été caractérisée par des observations en surface :

- La fissuration hors-plan est orientée par le chargement. Dans le cas où la direction de chargement n'est pas alignée aux axes de symétrie du matériau, la direction de fissuration ne coïncide pas exactement avec la première contrainte principale (écart au maximum de l'ordre de  $12^\circ$ ).
- En traction-pression interne (excepté  $\alpha = 1$ ), une seule orientation de fissures est observée. La fissuration dans la direction la moins sollicitée semble inhibée, malgré des contraintes bien au delà de la limite d'endommagement évaluée sous chargement uniaxial.
- Pour l'architecture de référence,  $\alpha = 1$  est un cas particulier. L'endommagement n'a pas de direction privilégiée.

### Corrélation d'images numériques à l'échelle du toron

Les résultats de corrélation d'image à l'échelle du toron permettent d'isoler, en considérant la surface, trois contributions au comportement macroscopique en traction (figure III.49) :

1. La déformation des "blocs" non endommagés. Ceux-ci se déforment de manière élastique avant endommagement. L'apparition de l'endommagement provoque une décharge axiale des blocs et une compression transverse (a).
2. L'ouverture de fissures matricielles de manière normale à la direction de traction (b). Les ouvertures des fissures évoluent linéairement en fonction de la contrainte macroscopique.
3. Le mouvement relatif des torons, également activé par l'endommagement, et correspondant à une réorientation des torons (c).

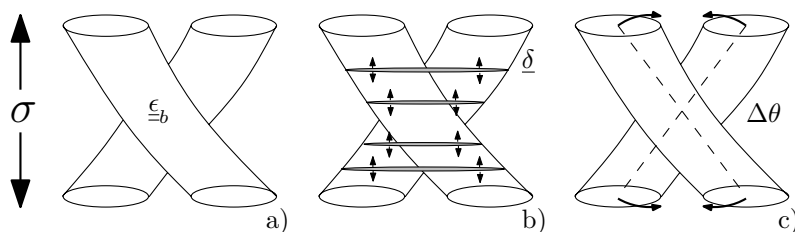


FIGURE III.49 – Mécanismes de déformation.

La réorientation des fibres dans la direction de chargement est un mode de déformation connu et observé à des niveaux de déformation beaucoup plus importants pour des préformes fibreuses [Lomov *et al.*, 2008] (pour lesquels il est le principal mécanisme de déformation, beaucoup plus "facile" que la déformation des fils eux-mêmes) ou pour des composites à matrice polymère [Harte et Fleck, 2000] mais est rarement mentionné pour les CMCs. Il a cependant été suggéré qu'un tel mécanisme est à l'origine des déformations transverses négatives de différents CMCs stratifiés [Lynch et Evans, 1996], celui-ci étant activé par l'endommagement [Genin et Hutchinson, 1997]. La bonne cohésion initiale entre les fils (fils resserrés, liés par la matrice) empêche initialement tout mouvement relatif entre eux et le matériau se comporte avant endommagement comme un matériau "monolithique". La fissuration matricielle semble rendre possible un tel mouvement relatif et l'on peut imaginer qu'un endommagement dans le plan, entre les torons (observé dans la littérature - cf. III.1), joue un rôle majeur pour autoriser ces mouvements. Ce phénomène est effectivement négligeable avant endommagement et débute à l'apparition de la première fissure.

### Interprétation

Ces différents mécanismes, susceptibles d'être activés pour des chargements biaxés, sont cependant couplés. Certaines particularités du comportement macroscopique peuvent en effet s'expliquer par le couplage entre endommagement et réorientation des torons. *On postule que le réalignement des fils dans la direction de traction, dont l'origine serait un endommagement dans le plan du composite (intra- ou inter-torons), induit en retour des contraintes dans la matrice susceptibles d'influencer l'apparition de l'endommagement.* Ce type de couplage est connu pour les composites à matrice polymère [Kaddour *et al.*, 2003; Fouinneteau et Pickett, 2007].

- Lors d'un essai de traction, les blocs ont une déformation axiale positive et une déformation circonférentielle négative. La faible valeur des déformations dans les autres directions semble indiquer que cette contraction transverse n'est pas un effet Poisson de la matrice, mais provient d'une contrainte de compression transverse. Cette contrainte de compression provient vraisemblablement de l'interaction entre torons adjacents. On peut donc supposer que la réorientation induit dans la matrice une compression dans la direction circonférentielle et, symétriquement, une traction dans la direction axiale.
- En compression, la première non-linéarité est attribuée au début du réalignement des fibres, jusqu'à ce que la contrainte circonférentielle (positive) induite dans la matrice soit suffisante pour initier et ouvrir des fissures matricielles parallèles à l'axe de compression. À noter qu'une telle séquence (dommage dans le plan et réorientation puis endommagement hors-plan) est observée pour d'autres composites à renfort textile [Bogdanovich *et al.*, 2013].
- En traction-pression interne, l'inhibition de la fissuration selon la seconde contrainte principale peut aussi provenir de cette contrainte additionnelle induite par le réalignement des torons.
- Enfin, lors des essais de traction-compression présentés en III.4.3, la non restauration des modules élastiques lors du changement de signe de la contrainte peut correspondre à la réorientation des torons, autorisée par l'endommagement dans le plan qui ne serait que partiellement désactivé.

Dans l'interprétation proposée de ces données expérimentales, ce couplage entre réorientation des torons et endommagement est donc d'une importance majeure. Ainsi, deux géométries distinctes de fissures sont proposées pour expliquer ce comportement (représentés schématiquement sur la figure III.50) :

1. Un endommagement hors-plan dont la normale aux fissures  $\underline{n}$  est orientée par la première contrainte principale *dans la matrice*. Celui-ci correspond aux fissures visibles en surface et détectées par émission acoustique (a). Des observations sur des matériaux similaires (voir III.1) indiquent que cet endommagement est également orienté de la même manière dans le volume.
2. L'endommagement autorisant le réalignement des torons en compression ne correspond pas à un mécanisme d'endommagement visible en surface ou détecté par émission acoustique. On doit donc faire l'hypothèse que celui-ci est dû à un mécanisme d'endommagement dans le plan. Ce type de fissuration, observé par différents auteurs (voir III.1), de type "décohésion entre les torons" (de normale  $\underline{e}_r$ ) est cependant difficile à caractériser (b).

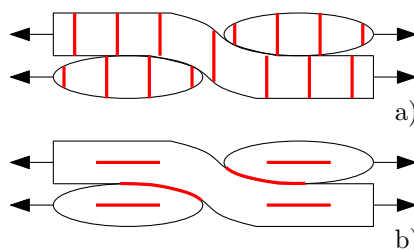


FIGURE III.50 – Types de fissuration matricielle.

Ces informations sur les mécanismes de déformation ainsi que le comportement macroscopique des tubes caractérisé en détail au chapitre II vont permettre par la suite de construire et d'identifier un modèle de comportement.

### Autres architectures

Les autres architectures ont une orientation de l'endommagement bien déterminée dans le cas de l'essai équi-biaxial, dépendante de l'orientation des fibres. Un taux de biaxialité critique, pour lequel l'orientation des fissures est indéterminée, existe possiblement à une valeur supérieure à 1 (E30-T45) ou inférieure (E45-T60 et E70-T45) du fait de la plus faible symétrie de leurs propriétés mécaniques. En plus de l'orientation du chargement, l'orientation de l'endommagement dépend donc également de l'anisotropie des propriétés mécaniques du matériau. L'orientation de la couche d'enroulement filamentaire semble avoir un effet important sur la fissuration observée du côté du tressage, qui ne peut donc pas être considérée indépendamment des autres couches.

# Chapitre IV

## Modélisation du comportement mécanique

### Sommaire

---

IV.1 Propriétés élastiques . . . . .	<b>118</b>
IV.1.1 Méthode de mesure . . . . .	118
IV.1.2 Architecture de référence . . . . .	120
IV.1.3 Autres architectures . . . . .	121
IV.2 Modèles macroscopiques du comportement des composites SiC/SiC . . . . .	<b>123</b>
IV.3 Élaboration d'une loi de comportement . . . . .	<b>126</b>
IV.3.1 Construction du modèle . . . . .	126
IV.3.2 Identification . . . . .	132
IV.3.3 Confrontation expérience/modèle . . . . .	137
IV.3.4 Analyse détaillée de la réponse locale du modèle pour des chargements particuliers . . . . .	146
IV.4 Critères de dimensionnement . . . . .	<b>152</b>
IV.4.1 Rupture . . . . .	153
IV.4.2 Entrée en endommagement . . . . .	153
IV.4.3 Critères identifiés et variables d'endommagement . . . . .	154
IV.5 Bilan sur la modélisation . . . . .	<b>156</b>

---

Les différentes données sur le comportement mécanique macroscopique (chapitre II) et sur les mécanismes de déformation (chapitre III) vont être à présent utilisées pour construire une modélisation du comportement mécanique utilisable pour des calculs de structure. Les propriétés élastiques initiales sont tout d'abord déterminées à partir de l'ensemble de la base expérimentale. Un modèle d'endommagement est ensuite élaboré, identifié pour le matériau d'architecture de référence (sur un nombre limité d'essais) et ses prévisions comparées aux résultats expérimentaux. Des critères de dimensionnement sont enfin proposés et identifiés pour l'architecture de référence.

## IV.1 Propriétés élastiques

La première étape de la construction de la loi de comportement consiste à identifier les propriétés élastiques initiales du composite. Ces propriétés sont particulièrement délicates à mesurer du fait de la rigidité assez importante du matériau et des incertitudes de mesure par corrélation d'images. En particulier, les bruits et les oscillations visibles sur les courbes contrainte-déformations (en particulier pour de faibles niveaux de déformation) rendent nécessaire la mise en œuvre de quelques techniques spécifiques afin d'obtenir les constantes élastiques. Dans notre cas, la vaste gamme d'essais disponibles permet de réaliser une optimisation sur l'ensemble des résultats expérimentaux.

### IV.1.1 Méthode de mesure

Tout d'abord, il est nécessaire de s'affranchir des bruits et des oscillations visibles sur les courbes de comportement pour les faibles contraintes. Après un lissage léger par moyenne mobile destiné à éliminer les bruits de faible amplitude, on ajuste sur la totalité des courbes contrainte-déformations un polynôme de degré élevé (typiquement 7 à 9). Ce lissage polynomial permet d'éliminer les oscillations de grande amplitude sur les déformations mesurées. Cette méthode est moins sensible aux oscillations qu'une simple régression linéaire dans le domaine élastique.

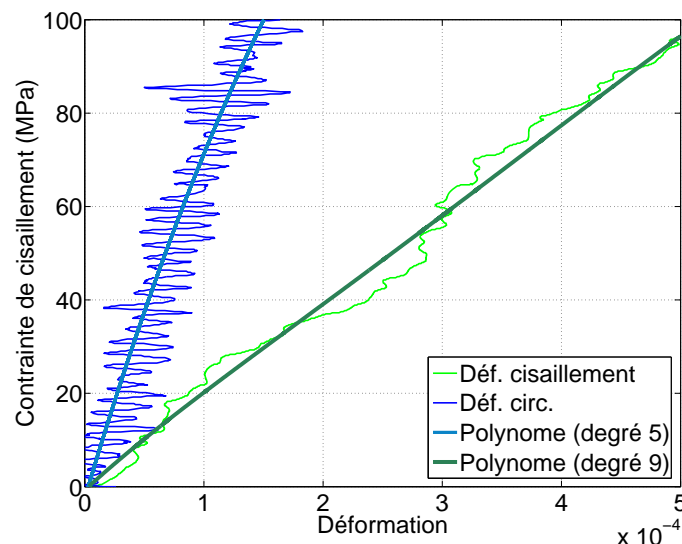


FIGURE IV.1 – Exemples de courbes contrainte-déformation bruitées pour un essai de torsion simple et lissages polynomiaux utilisés.

Une fois le polynôme obtenu, on calcule le module sécant à 20 MPa (sur la plus grande composante de  $\underline{\sigma}$ ) directement. On a donc par essai 3 valeurs, appelées  $E_{zz}$ ,  $E_{\theta\theta}$ ,  $E_{\theta z}$ , qui sont la pente des courbes contrainte ( $\sigma_{\theta\theta}$ ,  $\sigma_{zz}$  ou  $\sigma_{\theta z}$ , en fonction de l'essai) - déformations (trois composantes).

La majorité des essais mécaniques proportionnels est utilisée. Les constantes élastiques optimales sont obtenues par une méthode simple de moindres carrés. Les contraintes de cisaillement hors-plan sont supposées nulles et les déformations hors-plan ne sont pas mesurables. On ne fait pour l'instant aucune hypothèse sur les symétries matériau. On a donc, en utilisant la notation de Kelvin (en " $\sqrt{2}$ ") pour les tenseurs d'ordre 4, en coordonnées cylindriques :

$$\begin{pmatrix} \cdot \\ \epsilon_{\theta\theta} \\ \epsilon_{zz} \\ \sqrt{2} \epsilon_{\theta z} \\ \cdot \\ \cdot \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & \cdot & \cdot \\ S_{31} & S_{23} & S_{33} & S_{34} & \cdot & \cdot \\ S_{41} & S_{24} & S_{34} & S_{44} & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{rr} \\ \sigma_{\theta\theta} \\ \sigma_{zz} \\ \sqrt{2} \sigma_{\theta z} \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix}$$

Les essais mécaniques nous donneront donc accès en théorie à 9 coefficients maximum, 6 si le matériau est effectivement orthotrope dans le repère cylindrique. Compte tenu de notre dépouillement des essais de traction pression-interne, on peut écrire :

$$\sigma_{rr} = \frac{r_m^2 - r_e^2}{r_m^2 + r_e^2} \sigma_{\theta\theta} = K^r \sigma_{\theta\theta}$$

Pour tout type d'essai avec une contrainte axiale non nulle (donc tous les essais à part la torsion pure et l'essai circonférentiel pur), on peut écrire que :

$$\begin{cases} \epsilon_{\theta\theta} = \sigma_{zz}(S_{22}/\alpha + S_{23} + \sqrt{2} S_{24}/\beta + S_{21}K^r/\alpha) \\ \epsilon_{zz} = \sigma_{zz}(S_{23}/\alpha + S_{33} + \sqrt{2} S_{34}/\beta + S_{31}K^r/\alpha) \\ \epsilon_{\theta z} = \sigma_{zz}(S_{24}/(\alpha\sqrt{2}) + S_{34}/\sqrt{2} + S_{44}/\beta + S_{41}K^r/(\alpha\sqrt{2})) \end{cases}$$

où bien en essai circonférentiel pur :

$$\begin{cases} \epsilon_{\theta\theta} = \sigma_{\theta\theta}(S_{22} + \alpha S_{23} + S_{21}K^r) \\ \epsilon_{zz} = \sigma_{\theta\theta}(S_{23} + \alpha S_{33} + S_{31}K^r) \\ \epsilon_{\theta z} = \sigma_{\theta\theta}(S_{24}/\sqrt{2} + \alpha S_{34}/\sqrt{2} + S_{41}K^r/\sqrt{2}) \end{cases}$$

où encore, en torsion pure :

$$\begin{cases} \epsilon_{\theta\theta} = \sigma_{\theta z}(\beta S_{23} + \sqrt{2} S_{24}) \\ \epsilon_{zz} = \sigma_{\theta z}(\beta S_{33} + \sqrt{2} S_{34}) \\ \epsilon_{\theta z} = \sigma_{\theta z}(\beta S_{34}/(\sqrt{2}) + S_{44}) \end{cases}$$

Les termes entre parenthèses doivent correspondre aux pentes mesurées  $E_{zz}$ ,  $E_{\theta\theta}$ ,  $E_{\theta z}$ . On

peut alors définir le système linéaire :

$$\mathbf{A} \cdot \underbrace{\begin{pmatrix} S_{22} \\ S_{33} \\ S_{44} \\ S_{34} \\ S_{24} \\ S_{23} \\ S_{21} \\ S_{31} \\ S_{41} \end{pmatrix}}_{\mathbf{x}} = \underbrace{\begin{pmatrix} E_{\theta\theta}^{essai\ 1} \\ E_{zz}^{essai\ 1} \\ E_{\theta z}^{essai\ 1} \\ E_{\theta\theta}^{essai\ 2} \\ E_{zz}^{essai\ 2} \\ E_{\theta z}^{essai\ 2} \\ \vdots \end{pmatrix}}_{\mathbf{b}}$$

où  $\mathbf{A}$  est une matrice de dimensions  $3n \times 9$  constituée de  $n$  blocs (pour  $n$  essais) de 3 lignes (pour 3 équations) et 9 colonnes (pour 9 constantes élastiques). Ces blocs sont définis à partir des équations ci-dessus. Pour un nombre suffisant d'essais, le système est surdéterminé, et l'on utilise la méthode des moindres carrés pour minimiser  $\mathbf{Ax} - \mathbf{b}$ .

## IV.1.2 Architecture de référence

Dans l'application pratique de cette méthode, on effectue deux hypothèses. On suppose tout d'abord que le matériau est orthotrope dans le repère considéré, donc que  $S_{14} = S_{24} = S_{34} = 0$ . Si l'on peut en théorie mesurer les coefficients  $S_{12}$  et  $S_{13}$ , cela revient à mesurer l'effet de la contrainte radiale sur les déformations axiales et circonférentielles. Compte tenu du faible niveau de ces contraintes (entre  $-9\%$  et  $-10\%$  de la contrainte circonférentielle) et de la précision de nos mesures de déformation, les erreurs introduites en optimisant également la valeur de ces deux composantes sont très élevées. L'effet de la contrainte radiale est donc négligée. Sous ces deux hypothèses et en utilisant l'ensemble des essais proportionnels on obtient les valeurs des souplesses suivantes :

$$S_{22} = 4,53 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{33} = 4,46 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{44} = 4,13 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{23} = -0,883 \text{ pPa}^{-1}$$

Des calculs d'homogénéisation numérique par Transformée de Fourier Rapide sur un matériau virtuel représentatif de l'architecture E45-T45 ont été effectués par Lestringant [Lestringant, 2011]. La microstructure utilisée dans ces calculs (un motif périodique du tressage) a été générée en veillant en particulier à reproduire certaines caractéristiques de la porosité obtenues par tomographie (fraction volumique, profil radial). La microstructure virtuelle comporte trois phases : la matrice périphérique et la porosité, élastiques isotropes (de très faible module pour cette dernière) ainsi que les torons, isotropes transverses. Le tenseur d'élasticité des torons est obtenu à l'aide de calculs d'homogénéisation numérique effectués par Chateau [Chateau, 2011]. Les coefficients du tenseur des souplesses  $\underline{\underline{S}}^h$  ainsi obtenus sont :

$$S_{22}^h = 4,50 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{33}^h = 4,42 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{44}^h = 4,57 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{23}^h = -0,835 \text{ pPa}^{-1}$$

On peut constater le bon accord entre les simulations et les modules mesurés expérimentalement. L'erreur la plus importante, sur  $S_{44}$ , est de  $9,6\%$ .

Enfin, on propose un tenseur d'élasticité complet pour l'architecture E45-T45, basé à la

fois sur les résultats expérimentaux (coefficients mesurables) et sur les résultats de simulation. On remplace dans le tenseur  $\underline{\underline{S}}^h$  obtenu par la simulation les coefficients  $S_{22}^h$ ,  $S_{33}^h$ ,  $S_{23}^h$  et  $S_{44}^h$  par les valeurs expérimentales obtenues. Après inversion, le tenseur de rigidité de E45-T45 est donc (repère cylindrique) :

$$\underline{\underline{K}} = \begin{pmatrix} 156 & 34 & 34 & 0 & 0 & 0 \\ 34 & 237 & 53 & 0 & 0 & 0 \\ 34 & 53 & 240 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 242 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 130 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 127 \end{pmatrix} \text{ (en GPa)}$$

Les directions axiales et circonférentielles ont des modules comparables, en accord avec la symétrie des orientations de fibres ( $\pm 45^\circ$ ). Le comportement élastique macroscopique est ainsi quasiment de symétrie quadratique (6 constantes).

### IV.1.3 Autres architectures

Les modules élastiques ont également été mesurés par la même méthode pour les autres architectures étudiées. Les matériaux sont également supposés orthotropes dans le repère cylindrique et l'effet de la contrainte radiale est négligé. Afin de proposer un tenseur d'élasticité complet, on suppose que les composantes non accessibles expérimentalement (hors plan) du tenseur des souplesses sont identiques à celles de l'architecture E45-T45. Cette hypothèse est discutable mais l'on ne dispose pas de résultats de simulations sur les autres architectures. Le nombre d'essais plus réduit pour ces architectures implique des incertitudes plus importantes sur les constantes élastiques.

**E45-T60** Les valeurs de souplesses obtenues pour les tubes E45-T60 sont :

$$S_{22} = 4,12 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{33} = 4,60 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{44} = 3,96 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{23} = -1,10 \text{ pPa}^{-1}$$

En supposant les autres composantes égales à celles de E45-T45, le tenseur des rigidités s'écrit :

$$\underline{\underline{K}}^{E45-T60} = \begin{pmatrix} 157 & 40 & 36 & 0 & 0 & 0 \\ 40 & 270 & 71 & 0 & 0 & 0 \\ 36 & 71 & 241 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 253 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 130 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 127 \end{pmatrix} \text{ (en GPa)}$$

Comme attendu compte tenu de l'orientation des fibres, le module dans la direction circonférentielle est supérieur au module dans la direction axiale, ce dernier étant proche de celui de l'architecture de référence.

**E30-T45** Les coefficients du tenseur des souplesses obtenus pour les tubes E30-T45 sont :

$$S_{22} = 4,75 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{33} = 3,66 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{44} = 3,61 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{23} = -1,11 \text{ pPa}^{-1}$$



En supposant les autres composantes égales à celles de l'architecture E45-T45, le tenseur des rigidités s'écrit :

$$\underline{\underline{K}}^{E30-T45} = \begin{pmatrix} 158 & 37 & 45 & 0 & 0 & 0 \\ 37 & 235 & 79 & 0 & 0 & 0 \\ 45 & 79 & 307 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 277 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 130 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 127 \end{pmatrix} \text{ (en GPa)}$$

Toujours en accord avec les orientations de fibres de l'enroulement filamentaire, on constate cette fois que le module dans la direction axiale est supérieur au module dans la direction circonférentielle. L'anisotropie semble plus importante que pour l'architecture E45-T60.

**E70-T45** Enfin pour E70-T45, les valeurs de souplesses obtenues sont :

$$S_{22} = 4,89 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{33} = 5,12 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{44} = 4,07 \text{ pPa}^{-1} \quad S_{23} = -0,999 \text{ pPa}^{-1}$$

En supposant les autres composantes égales à celles de E45-T45, le tenseur des rigidités s'écrit :

$$\underline{\underline{K}}^{E70-T45} = \begin{pmatrix} 155 & 31 & 30 & 0 & 0 & 0 \\ 31 & 219 & 48 & 0 & 0 & 0 \\ 30 & 48 & 209 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 246 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 130 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 127 \end{pmatrix} \text{ (en GPa)}$$

L'architecture E70-T45 se distingue par des modules dans les directions axiales et circonférentielles inférieurs à l'architecture de référence. Ceci est peut-être dû à une fraction de porosité totale supérieure, le tube E70-T45 caractérisé par tomographie étant plus de 40% plus poreux que les tubes E45-T45 (un seul tube E70-T45 a cependant été caractérisé). L'anisotropie de cette architecture semble moindre que celle de E30-T45.

## IV.2 Modèles macroscopiques du comportement des composites SiC/SiC

Les lois de comportement "élastique-endommageable" élaborées dans l'optique du calcul de structures ne considèrent pas, pour la plupart, les hétérogénéités au sein du composite, qui est considéré comme un matériau homogène. L'approche standard pour ces modèles macroscopiques est celle de la Mécanique Continue de l'Endommagement (MCE). Dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, un tel modèle requiert le choix de variables internes qui décrivent complètement l'état interne du matériau et dépendent notamment de l'histoire des chargements subis par celui-ci [Lemaitre *et al.*, 2009]. Ces variables sont, en toute généralité, un jeu de tenseurs, et doivent être adaptés aux mécanismes physiques à représenter. Ainsi, ces variables peuvent correspondre directement à des caractéristiques physiques de l'endommagement [Burr *et al.*, 1998] mais sont souvent purement macroscopiques. Le choix de l'ordre des tenseurs variables d'endommagement permet de représenter différents degrés d'anisotropie induite par l'endommagement, en particulier si les directions d'endommagement ne sont pas connues a priori (généralement partant d'une seule variable scalaire, pour représenter un endommagement isotrope, jusqu'à des tenseurs d'ordre 4) [Maire et Lesne, 1998]. Ces tenseurs d'endommagement peuvent être reliés à une approximation d'une distribution d'orientation de fissures [Lubarda et Krajcinovic, 1993].

Le modèle proprement dit consiste alors en la définition d'un potentiel thermodynamique dont découle les lois d'état (l'énergie libre  $\psi$ , pour une formulation en déformations) et d'un potentiel des dissipations (souvent défini indirectement) dont découle l'évolution des variables d'endommagement. Les forces associées aux variables d'état sont obtenues par dérivation :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\epsilon}}}$$

$$Y = -\frac{\partial \psi}{\partial D}$$

avec  $D$  une variable interne. La force thermodynamique  $Y$ , associée à  $D$ , correspond à un taux de restitution de densité d'énergie et est souvent utilisée comme variable pilotant la croissance de  $D$ . Concernant le choix des différents potentiels, ceux-ci sont généralement postulés, mais peuvent être également issus de la micromécanique [Burr *et al.*, 1997; Pensée *et al.*, 2002].

Le grand nombre d'approches rapportées dans la littérature rendent difficile un compte-rendu exhaustif des modélisations existantes. Parmi les modèles macroscopiques conçus et identifiés pour des composites à matrice céramique, on peut citer :

- Les modèles élaborés à l'ONERA [Chaboche et Maire, 2001] utilisant par exemple trois variables scalaires et un tenseur d'ordre 2 (modèles écrits en déformation). Ces modèles sont les plus complets et peuvent reproduire assez fidèlement les différentes propriétés observées du comportement macroscopique [Chaboche et Maire, 2002], telles que l'anisotropie induite par l'endommagement, le caractère unilatéral du dommage, les déformations résiduelles, les effets thermiques, etc. Des versions plus légères ont été plus récemment mises au point et utilisent cinq variables scalaires [Marcin, 2010;

- Marcin *et al.*, 2011] représentant des endommagements dans le plan, et hors plan à  $-45^\circ$ ,  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ .
- Les modèles élaborés au LMT [Gasser *et al.*, 1996; Baranger *et al.*, 2007], utilisant deux tenseurs d'ordre 4 (modèles écrits en contrainte). Ces modèles permettent de prendre en compte un endommagement isotrope, un endommagement attaché aux directions de fibres et un endommagement orienté par le chargement.
  - Les modèles élaborés au LCTS [Camus, 2000; Pailhes *et al.*, 2002; Dupin *et al.*, 2011], associant une variable d'endommagement scalaire à chaque coefficient du tenseur des souplesses modifié.

L'ensemble des modèles se distinguent par leur capacité à rendre compte de différentes caractéristiques du comportement macroscopique (deux versions des modèles ONERA et LMT sont par exemple comparées dans [Maire et Lesne, 1997]). Un problème spécifique ayant donné lieu à un grand nombre de travaux concerne le caractère unilatéral du dommage, c'est-à-dire la restauration totale ou partielle des modules élastiques lors d'un chargement en compression (ou plus généralement conduisant à la refermeture des fissures). Les premières modélisations prenant en compte cet effet pouvaient montrer des propriétés indésirables, comme la discontinuité de la réponse contrainte/déformation pour certains trajets de chargement [Chaboche, 1993]. Différentes solutions pour traiter la refermeture des fissures ont été développées, telles que l'utilisation d'un tenseur des déformations stockées [Boursin *et al.*, 1996; Chaboche et Maire, 2001] ou bien à travers des considérations plus micromécaniques [Halm et Dragon, 1998; Goidescu *et al.*, 2013].

Les variables de ces différents modèles macroscopiques sont cependant souvent difficiles à mettre en relation avec les quantités physiques caractéristiques de l'endommagement dans les CMC. Ces quantités sont :

- La distribution de fissures matricielles et la densité de ruptures de fibres, jouant le rôle de variables d'endommagement, et éventuellement associées à chaque orientation de torons et/ou chaque couche,
- D'autres quantités telles que l'ouverture des fissures matricielles, les longueurs de décohésion interfaciale...

Ces quantités interviennent dans les modèles micromécaniques 1D du comportement des CMC, qui déduisent le comportement macroscopique à partir des propriétés des constituants élémentaires du composite (voir I.2.3.2) mais ceux-ci sont inadaptés au cas d'un matériau complexe (à renfort textile par exemple) et sollicité d'une manière quelconque. Un niveau intermédiaire entre une description purement macroscopique et une description micromécanique est celle proposée par [Burr *et al.*, 1997]. Dans le cadre de la MCE, le potentiel thermodynamique dépend notamment (dans un cas unidirectionnel) de la longueur de décohésion interfaciale, de la longueur de glissement entre fibres et matrice et d'une variable d'endommagement  $D$  (que l'on peut rapprocher de la densité de fissures [Evans *et al.*, 1994]). Un tel modèle peut reproduire les déformations inélastiques dues à la friction entre fibres et matrice, et s'identifie à partir d'essais mécaniques macroscopiques. La correspondance directe entre le modèle macroscopique et les mécanismes est cependant perdue lors de la généralisation d'un tel modèle au cas 2D. Les variables représentant la réduction des modules élastiques et les déformations irréversibles ne peuvent plus être reliées analytique-

ment aux mécanismes d'endommagement.

Enfin, une dernière approche pour la modélisation macroscopique est celle proposée par Couégnat [Couégnat, 2008]. Les variables d'endommagement utilisées correspondent aux densités de différents systèmes de fissuration prédéfinis. L'effet de cet endommagement sur les modules élastiques du composite est évalué par de multiples simulations numériques sur un volume élémentaire représentatif endommagé (méso. et micro.). L'effet de l'endommagement pour un état quelconque est obtenu à partir d'une interpolation entre les états pour lesquels des simulations numériques ont été effectuées.

Parmi les différents modèles de comportement proposés, aucun ne nous est apparu apte à établir le dialogue nécessaire entre le comportement macroscopique et les mécanismes d'endommagement caractérisés au chapitre III. Un modèle phénoménologique basé sur les mécanismes d'endommagement observés va par conséquent être proposé et ses capacités prédictives vont être évaluées.

## IV.3 Élaboration d'une loi de comportement

L'objectif de l'approche de modélisation développée ici est d'élaborer un modèle de comportement macroscopique simple, s'inspirant de la cinématique et des mécanismes d'endommagement caractérisés expérimentalement. L'approche envisagée ne s'inscrit pas dans la démarche usuelle de la MCE mais se base sur une description simple de la cinématique du composite, basée sur les mesures par Corrélation d'Images Numériques à l'échelle du toron. Compte tenu de l'importante base expérimentale, le modèle élaboré sera identifié pour le matériau d'architecture de référence (E45-T45). Aucune différence majeure dans le principe n'est à prévoir pour son adaptation aux autres architectures.

On notera que, par construction (IV.3.1.1), le domaine de validité du modèle est limité aux trajets de chargement pour lesquels l'évolution des axes principaux des contraintes reste faible.

### IV.3.1 Construction du modèle

#### IV.3.1.1 Cadre de la modélisation

**Description de l'endommagement** Les observations réalisées de la surface du composite pour différents cas de chargements biaxés indiquent que l'orientation de l'endommagement hors-plan est conditionnée par le chargement, en surface, mais aussi dans le volume. Dans les cas de chargements proportionnels monotones, une seule orientation de fissuration est constatée, à l'exception du cas équi-biaxial. Dans le cas de la torsion alternée, deux systèmes de fissuration orthogonaux à  $\pm 45^\circ$  et indépendants sont observés. Enfin, en traction-compression, deux systèmes de fissuration orthogonaux à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , faiblement couplés, sont observés. Postuler l'existence de deux systèmes de fissuration orthogonaux, de normales  $\underline{n}_1$  et  $\underline{n}_2$ , permet donc de décrire raisonnablement l'endommagement pour une vaste gamme de trajets de chargement (traction-compression interne-compression, torsion). *Ces trajets de chargement correspondent à des cas où les vecteurs propres du tenseur des contraintes macroscopiques sont constants, ce qui définit le domaine de validité du modèle.* Cette description peut être rapprochée de celle décrite dans [Burr et al., 1997] (avec deux systèmes).

En plus de cet endommagement hors-plan (type a) sur la figure III.49), l'endommagement dans le plan (type b) sur la figure III.49) est introduit par une variable d'endommagement scalaire.

L'endommagement sera donc décrit par les variables  $\theta$ ,  $\rho_1$ ,  $\rho_2$  et  $\rho_T$  :

- Pour l'endommagement a),  $\theta$ , l'orientation du repère  $(\underline{n}_1, \underline{n}_2)$  relativement au repère du tube  $(\underline{e}_\theta, \underline{e}_z)$  (figure IV.2), et  $\rho_1$ ,  $\rho_2$  les densités de fissures des systèmes 1 et 2.
- Pour l'endommagement b),  $\rho_T$ , la densité de fissures.

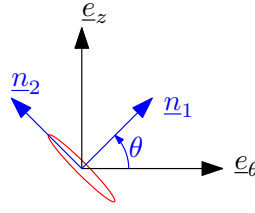


FIGURE IV.2 – Orientation du système de fissures 1 relativement au repère du tube (identifié au repère matériau).

**Description de la cinématique associée à chaque mécanisme** La modélisation se base sur une description de la surface du composite. L'analyse du champ de déplacement de cette dernière permet de proposer la partition des déformations suivante (sous l'hypothèse des petites perturbations) :

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{\epsilon}}_B + \underline{\underline{\epsilon}}_F + \underline{\underline{\epsilon}}_T \quad (\text{IV.1})$$

avec  $\underline{\underline{\epsilon}}_B$  la contribution associée à la déformation des blocs,  $\underline{\underline{\epsilon}}_F$  la contribution résultant de l'ouverture de fissures, et  $\underline{\underline{\epsilon}}_T$  la contribution résultant du mouvement relatif des torons. La déformation résultant de l'ouverture des fissures est donnée par :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_F = \rho_1 \underline{\delta}_1 \overset{S}{\otimes} \underline{n}_1 + \rho_2 \underline{\delta}_2 \overset{S}{\otimes} \underline{n}_2 \quad (\text{IV.2})$$

où  $\underline{\delta}_1$  et  $\underline{\delta}_2$  désignent les vecteurs ouverture moyenne de fissures des deux systèmes considérés, et  $\overset{S}{\otimes}$  désigne le produit tensoriel symétrisé.

La déformation résultant du mouvement relatif des torons  $\underline{\underline{\epsilon}}_T$  est supposée proportionnelle à la déformation d'un treillis de barres rigides (figure IV.3)[Harte et Fleck, 2000] :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_T^0 = \Delta\psi (\underline{e}_\theta \otimes \underline{e}_\theta - \underline{e}_z \otimes \underline{e}_z) \quad (\text{IV.3})$$

$$= \underbrace{\Gamma \underline{\underline{\epsilon}}_T^0}_{\underline{\underline{\epsilon}}_T^B} + \underbrace{(1 - \Gamma) \underline{\underline{\epsilon}}_T^0}_{\underline{\underline{\epsilon}}_T} \quad (\text{IV.4})$$

avec  $\Delta\psi$  l'angle de réorientation des fibres, jouant le rôle de paramètre cinématique. Cette réorientation des fibres est répartie, via la constante  $\Gamma$ , entre un mouvement relatif des torons ( $\underline{\underline{\epsilon}}_T$ ) et une déformation des blocs ( $\underline{\underline{\epsilon}}_T^B$ ). Cette relation est valable pour une petite réorientation avec un angle de fibres initial de  $\pm 45^\circ$ . Cette relation peut être aisément généralisée pour un angle de fibres quelconque.

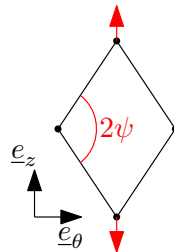


FIGURE IV.3 – Réorientation des torons.

La déformation de blocs  $\underline{\underline{\epsilon}}_B$  n'a quant à elle pas de forme particulière.

Les variables cinématiques du modèle sont donc  $\rho_1\delta_1$ ,  $\rho_2\delta_2$ ,  $\Delta\psi$  et  $\underline{\epsilon}_B$ . Les ruptures de fibres ne sont pas prises en compte dans cette modélisation car intervenant tardivement [Chateau, 2011] et nécessiteraient de plus des variables d'endommagement supplémentaires. Au niveau de la cinématique de la surface, celles-ci se manifestent probablement par une ouverture additionnelle des fissures. Le modèle présenté ne peut donc pas reproduire la rupture finale du matériau et un critère de rupture séparé sera proposé (IV.4.1).

### IV.3.1.2 Définition des lois d'évolution

Le cadre de la modélisation décrit ci-dessus est particulièrement simple, et basé sur l'observation. Les paramètres cinématiques et les variables d'endommagement correspondent à des quantités directement mesurables en surface (excepté  $\rho_T$ ). La contrepartie est que les lois d'évolution, qui dépendent des contraintes locales dans la matrice, ne peuvent pas être obtenues simplement. La modélisation - par exemple - des décharges dans la matrice, des interactions entre les torons (tous deux dépendants de l'endommagement) pour un cas de chargement quelconque est un problème très complexe qui ne peut pas être traité analytiquement. Les lois d'évolution de ces différentes quantités vont par conséquent être postulées, en s'efforçant d'assurer que :

- les lois reproduisent le comportement macroscopique,
- les différents mécanismes et leurs interactions sont pris en compte.

On choisit de définir des "contraintes de blocs", représentant des contraintes locales dans la matrice et pilotant l'endommagement de celle-ci. La matrice est sollicitée par les interactions entre les torons, et déchargée par l'endommagement dans la direction endommagée. La *contrainte de blocs* est définie comme :

$$\underline{\underline{\sigma}}_B^0 = \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{K}}^0 : \underline{\underline{\epsilon}}_T^B \quad (\text{IV.5})$$

$\underline{\underline{K}}^0$  est le tenseur des rigidités initial du matériau. Cette équation traduit l'interaction entre les torons par le biais d'une surcontrainte  $\underline{\underline{K}}^0 : \underline{\underline{\epsilon}}_T^B$ . Cette contrainte de blocs peut être interprétée comme une contrainte locale dans la matrice loin des zones endommagées.

La *contrainte de blocs effective*  $\underline{\underline{\sigma}}_B^0$  s'exprime comme :

$$\underline{\underline{\sigma}}_B = \underline{\underline{\sigma}}_B^0 - \eta_1 D_1(\rho_1)(\underline{n}_1 \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_1)(\underline{n}_1 \otimes \underline{n}_1) - \eta_2 D_2(\rho_2)(\underline{n}_2 \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_2)(\underline{n}_2 \otimes \underline{n}_2) \quad (\text{IV.6})$$

$\eta_1$  et  $\eta_2$  sont des indices de désactivation ayant pour valeur 0 ou 1 selon que les fissures soient fermées ou ouvertes, et  $D_1$ ,  $D_2$  des fonctions de décharge pour chacun des systèmes de fissuration. Ces quantités seront définies par la suite (IV.3.1.2). A noter que, pour simplifier, la composante de cisaillement ( $\underline{n}_1 \overset{S}{\otimes} \underline{n}_2$ ) n'est pas déchargée par l'endommagement. Ces deux contraintes de blocs vont être à la base des lois d'évolution définies ci-après.

## Lois d'endommagement

**Endommagement hors-plan** On choisit de faire dépendre les lois de création de fissures de  $\underline{\underline{\sigma}}_B^0$ . En effet, la décharge de la matrice, conduisant à la saturation de l'endommagement, est prise en compte implicitement dans les lois d'évolution de la densité de

fissures. L'orientation de fissures est indéfinie avant endommagement, et est fixée au début de l'endommagement ( $t = t_D$ ) défini pour :

$$\sigma_B^{01} = \sigma_S \quad (\text{IV.7})$$

avec  $\sigma_B^{01}$  la plus grande valeur propre de  $\underline{\underline{\sigma}}_B^0$  et  $\sigma_S$  une constante à identifier définissant un seuil d'endommagement. On fait l'hypothèse que le seuil d'endommagement ne dépend pas de l'orientation du chargement [Nozawa *et al.*, 2013b]. L'orientation est ensuite donnée par :

$$\theta = f(\theta_\sigma) \quad (\text{IV.8})$$

avec  $f$  une fonction à identifier et  $\theta_\sigma$  l'angle du vecteur propre de  $\underline{\underline{\sigma}}_B^0$  associé à  $\sigma_B^{01}$  dans le repère  $(\underline{e}_\theta, \underline{e}_z)$ . L'évolution de la densité de fissures est pilotée par la contrainte normale au système de fissures considéré. En se basant notamment sur les mesures d'émission acoustique et sur les mesures d'évolution du pas de fissuration de la littérature (par exemple [Grippon, 2013]), on choisit une sigmoïde saturante (type Weibull) :

$$\rho_1 = \max_t \rho^0 \left( 1 - \exp \left( - \left( \frac{\langle y_1 - \sigma_S \rangle_+}{\sigma^U(\theta)} \right)^{m(\theta)} \right) \right) \quad (\text{IV.9})$$

$$\rho_2 = \max_t \rho^0 \left( 1 - \exp \left( - \left( \frac{\langle y_2 - \sigma_S \rangle_+}{\sigma^U(\theta + \frac{\pi}{2})} \right)^{m(\theta + \frac{\pi}{2})} \right) \right) \quad (\text{IV.10})$$

$\rho^0$  est la densité de fissures à saturation (constante à identifier), supposée indépendante de l'orientation de l'endommagement.  $\sigma^U$  et  $m$  sont deux fonctions de l'orientation de fissures à identifier.  $\langle \rangle_+$  désigne la partie positive.  $y_1$  et  $y_2$  sont les contraintes normales suivantes :

$$y_1 = \underline{n}_1 \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_1 \quad (\text{IV.11})$$

$$y_2 = \underline{n}_2 \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_2 \quad (\text{IV.12})$$

Les effets d'interaction entre les fissures d'un même système sont déjà compris dans la cinétique d'endommagement globale (équation (IV.9)).

**Endommagement dans le plan** Enfin, on définit les lois d'évolution pour le dommage dans le plan. Compte tenu du manque de données, on choisit une forme de loi la plus simple possible, indépendante de l'orientation ou du signe du chargement :

$$\rho_T = \max_t \langle \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2} - \sigma_T \rangle_+ \quad (\text{IV.13})$$

avec  $\sigma_T$  une constante à identifier et  $\sigma_1, \sigma_2$  les contraintes principales, dans le plan du composite. Il s'agit d'une loi linéaire avec seuil, qui ne prend pas en compte d'éventuels effets de saturation. Cette forme de loi permet de reproduire de manière assez satisfaisante le comportement macroscopique et n'introduit qu'une seule constante supplémentaire à identifier.



### Mécanismes de déformation

**Blocs** Initialement, en l'absence de fissures ou de réorientation, la déformation des blocs correspond à la déformation moyenne du composite. On doit donc vérifier  $\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{S}}^0 : \underline{\underline{\sigma}}$  avec  $\underline{\underline{S}}^0$  le tenseur des souplesses initial du matériau. On écrit donc :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_B = \underline{\underline{S}}^0 : \underline{\underline{\sigma}}_B \quad (\text{IV.14})$$

Les fonctions de décharge des blocs sont prises simplement comme :

$$D_1(\rho_1) = \rho_1 / \rho^0 \quad (\text{IV.15})$$

$$D_2(\rho_2) = \rho_2 / \rho^0 \quad (\text{IV.16})$$

On suppose donc que le bloc est complètement déchargé dans la direction normale aux fissures une fois atteinte la saturation de l'endommagement matriciel. Dans les modèles analytiques 1D usuels, la contrainte dans la matrice n'évolue plus une fois la saturation atteinte mais est non nulle [Ahn et Curtin, 1997]. Une partie du chargement est toujours supportée par la matrice du fait du frottement aux interfaces. Les mesures par corrélation d'images indiquent toutefois que la déformation matricielle en surface dans cette direction est quasi nulle après saturation et on néglige cette contribution.

**Fissures** L'ouverture des fissures observée en traction est en moyenne purement normale et ne dépend pas de l'orientation du toron fissuré (voir III.3.3.4). Par souci de simplicité, on suppose que cela est vrai quel que soit le chargement. Le vecteur ouverture de fissures s'écrit alors :

$$\underline{\delta}_1 = \delta_1^N \underline{n}_1 \quad (\text{IV.17})$$

$$\underline{\delta}_2 = \delta_2^N \underline{n}_2 \quad (\text{IV.18})$$

La loi d'ouverture des fissures en fonction de la contrainte axiale est issue des mesures par CIN (figure III.37). La forme de celle-ci est qualitativement en accord avec les mesures sur minicomposites [Chateau *et al.*, 2014] (figure I.14 b), l'ouverture des fissures sur le minicomposite est cependant bien inférieure. Les analyses micromécaniques prédisent un polynôme du second degré pour cette loi, dans le cas du composite unidirectionnel [Hutchinson et Jensen, 1990]. Pour l'évolution de l'ouverture en traction monotone, les résultats de corrélation d'images montrent qu'une loi linéaire avec seuil est une bonne approximation (voir III.3.3.4). Pour un chargement au delà du niveau le plus élevé atteint précédemment (hors décharges-recharges), on modélise donc celle-ci comme :

$$\delta_1^N = A(\theta) \langle y_1 - B(\theta) \rangle_+ \quad (y_1 = \max_t(y_1(t))) \quad (\text{IV.19})$$

$$\delta_2^N = A(\theta + \frac{\pi}{2}) \langle y_2 - B(\theta + \frac{\pi}{2}) \rangle_+ \quad (y_2 = \max_t(y_2(t))) \quad (\text{IV.20})$$

avec  $A$ ,  $B$  deux fonctions à identifier, dépendantes de l'orientation des fissures considérées. Par analogie avec les modèles du composite unidirectionnel, le terme  $B$  peut dépendre des contraintes résiduelles et de la contrainte de décohésion interfaciale.

La refermeture des fissures lors des décharges est un problème plus complexe. Celle-ci à

fait également l'objet d'analyses micromécaniques, avec différents degrés de raffinement [Pryce et Smith, 1992; Ahn et Curtin, 1997]. Dans notre cas, la refermeture des fissures est introduite de manière simple et ne prend pas en compte les effets de frottement responsables des déformations résiduelles et hystérésis observés pour les chargements cycliques. Lors de la décharge, l'ouverture décroît de manière linéaire (et atteint 0 à contrainte nulle) :

$$\delta_1^N = \frac{A(\theta)\langle \max_t(y_1) - B(\theta) \rangle_+}{\max_t(y_1)} \langle y_1 \rangle_+ \quad (y_1 \leq \max_t(y_1(t))) \quad (\text{IV.21})$$

$$\delta_2^N = \frac{A(\theta + \frac{\pi}{2})\langle \max_t(y_2) - B(\theta + \frac{\pi}{2}) \rangle_+}{\max_t(y_2)} \langle y_2 \rangle_+ \quad (y_2 \leq \max_t(y_2(t))) \quad (\text{IV.22})$$

Ceci permet d'avoir une décharge conforme au comportement macroscopique observé, sans déformations résiduelles. La forme de la loi d'ouverture de fissures (chargement initial, décharge et recharge) est représentée schématiquement sur la figure IV.4.

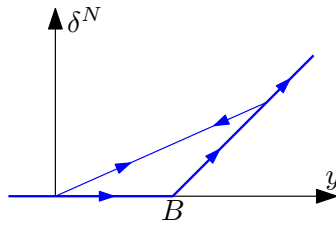


FIGURE IV.4 – Loi d'ouverture des fissures.

L'indice de désactivation  $\eta_i$  est égal à 1 si  $\delta_i^N$  est non nul, et nul sinon. Il faut noter que les contraintes normales maximales  $\max_t(y_1)$  et  $\max_t(y_2)$  doivent être stockées et constituent deux variables internes additionnelles du modèle. C'est également le cas dans les modèles micromécaniques mentionnés ci-dessus.

**Réorientation** Enfin, on choisit une loi pour l'angle de réorientation, dépendant de la contrainte macroscopique. On opte pour une loi linéaire :

$$\Delta\psi = (K^T \rho_T + K_d^T (\eta_1 \rho_1 + \eta_2 \rho_2)) (\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz}) \quad (\text{IV.23})$$

$K^T$  et  $K_d^T$  sont deux constantes à identifier. Le cisaillement dans le repère des fibres,  $(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})$ , permet d'obtenir une réorientation nulle dans le cas équi-biaxial ( $\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{zz}$ ) et pour un chargement dans les axes des torons, tel que la torsion ( $\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{zz} = 0$ ). Cette loi prend en compte l'effet des deux types d'endommagement sur la réorientation, en considérant qu'il n'y a pas d'effet des fissures hors-plan refermées.

### IV.3.1.3 Capacités du modèle

Le modèle obtenu permet de reproduire différentes caractéristiques du comportement macroscopique observées au chapitre II, et des mécanismes d'endommagement caractérisés au chapitre III.

En l'absence d'endommagement ( $\rho_1 = \rho_2 = \rho_T = 0$ ) le modèle correspond au comportement élastique initial :  $\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{S}}^0 : \underline{\underline{\sigma}}$ . En présence d'endommagement plan uniquement ( $\rho_1 = \rho_2 = 0$ ), on obtient :  $\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{S}}^0 : \underline{\underline{\sigma}} + \Delta\psi(\underline{e}_\theta \otimes \underline{e}_\theta - \underline{e}_z \otimes \underline{e}_z)$ , ce qui est par exemple le cas à l'apparition

de la première non-linéarité en compression monotone.

Les spécificités de la réponse du modèle pour différents types de chargements élémentaires sont :

- Pour un chargement suivant  $\underline{e}_z$  (resp.  $\underline{e}_\theta$ ), la déformation transverse  $\epsilon_{\theta\theta}$  (resp.  $\epsilon_{zz}$ ) est apportée par la réorientation des torons.
- Sous chargement équibiaxial, il n'a pas de réorientation des torons :  $\Delta\psi = 0$ .
- La réorientation induit une surcontrainte dans les blocs égale à  $\Gamma\Delta\psi\underline{\underline{K}}^0 : (\underline{e}_\theta \otimes \underline{e}_\theta - \underline{e}_z \otimes \underline{e}_z)$ . Pour un chargement en traction-pression interne, proche du cas équibiaxial, la contrainte de blocs dans la direction la moins sollicitée est donc réduite et permet de reproduire l'inhibition de l'endommagement dans cette direction.
- En compression suivant  $\underline{e}_z$ , on a  $\Delta\psi > 0$  après apparition du dommage dans le plan. La composante circonférentielle de  $\Gamma\Delta\psi\underline{\underline{K}}^0 : (\underline{e}_\theta \otimes \underline{e}_\theta - \underline{e}_z \otimes \underline{e}_z)$  est positive et induit une fissuration dans cette direction.
- En torsion, il n'a pas de réorientation des torons :  $\Delta\psi = 0$ . Dans le cas de la torsion alternée, les systèmes 1 et 2 sont pilotés par la contrainte macroscopique dans deux directions orthogonales et sont donc indépendants, conformément aux observations.

### IV.3.2 Identification

Plusieurs fonctions et constantes sont à identifier dans le modèle obtenu. Un atout de celui-ci est la simplicité de l'identification et la possibilité de prendre en compte un nombre plus ou moins grand de données expérimentales, en fonction des résultats disponibles. L'utilisation de mesures locales (densité, ouverture de fissures...) est également envisageable. Une identification à l'aide d'un nombre minimal de données est ici présentée.

#### IV.3.2.1 Paramètres

Le tenseur des rigidités des tubes E45-T45 utilisé est celui qui a été déterminé en IV.1.2. Compte tenu des hypothèses effectuées et des lois choisies, cinq fonctions et six constantes sont à identifier. Les différentes fonctions sont :

- $f$ , fonction de l'orientation de la contrainte principale de blocs  $\theta_\sigma$  lorsque le seuil d'endommagement est atteint. Cette fonction pilote l'orientation de la fissuration ( $\theta = f(\theta_\sigma)$ ).
- $A$  et  $B$ , fonctions de l'orientation de la fissuration  $\theta$ , qui correspondent à l'anisotropie de la loi d'ouverture de fissures.
- $\sigma^U$  et  $m$ , également fonctions de l'orientation de la fissuration  $\theta$ , qui correspondent à l'anisotropie de la cinétique de l'endommagement hors-plan.

Les constantes à identifier sont des paramètres que l'on suppose indépendants de l'orientation des fissures :

- $\sigma^S$ , le seuil de création de fissures hors-plan, et  $\rho^0$ , la densité de fissures hors-plan à saturation.
- $\sigma^T$ , seuil de création de fissures dans le plan.

- $\Gamma$ ,  $K^T$  et  $K_d^T$ , liées au mécanisme de réorientation.

On notera que  $\rho^0$  intervient toujours en facteur d'une autre constante du modèle et est donc redondant d'un point de vue "macroscopique". Si l'on souhaite obtenir des ouvertures et densités de fissures réalistes, il est nécessaire d'évaluer ce paramètre, par exemple par des observations post-mortem.

#### IV.3.2.2 Démarche

La fonction  $f$  relie le chargement à l'orientation des fissures ; celle-ci est obtenue directement à partir d'observations de l'orientation des fissures pour différents types de chargements (voir III.2.2.2)

Les autres fonctions du modèle dépendent de l'orientation de la fissuration. L'identification complète de celles-ci requiert donc en principe un grand nombre d'essais à différentes orientations de chargement. *Afin de pouvoir évaluer les capacités prédictives du modèle dans le cas où on ne dispose que d'essais élémentaires, seuls quatre essais proportionnels monotones sont utilisés dans la méthode d'identification proposée : traction, compression, essai circonférentiel pur et torsion.* Ces chargements élémentaires correspondent à des angles de fissuration de  $90^\circ$  (traction),  $0^\circ$  (chargement circonférentiel pur et compression) et  $45^\circ$  (torsion). Les fonctions  $A$ ,  $B$ ,  $\sigma^U$  et  $m$ , à identifier pour  $\theta \in [0^\circ, 90^\circ]$  sont choisies comme continues et linéaires (par morceaux) sur  $[0^\circ, 45^\circ]$  et  $[45^\circ, 90^\circ]$ . Les fonctions sont définies par leurs valeurs pour ces trois angles particuliers et correspondent donc à douze constantes supplémentaires. Si des essais pour d'autres orientations de chargement devenaient disponibles, les fonctions utilisées pourraient être enrichies.

La méthode d'identification d'une loi de comportement dépend du rôle des différents paramètres et des couplages entre ceux-ci pour les essais de la base d'identification. Les paramètres liés au mécanisme de réorientation  $\Gamma$ ,  $\sigma^T$ ,  $K^T$  et  $K_d^T$  ont un effet sur tous les chargements utilisés excepté en torsion, mais seul  $\Gamma$  ne peut être identifié indépendamment. Les valeurs des quatre fonctions  $A$ ,  $B$ ,  $\sigma^U$  et  $m$  pour  $45^\circ$  (et resp.  $90^\circ$ ) n'ont d'effet que sur la fissuration en torsion (et resp. en traction). Les valeurs de ces quatre fonctions pour  $0^\circ$  doivent par contre être en accord pour la fissuration en circonférentiel pur et celle en compression.  $\sigma^S$  est supposé identique pour toutes les orientations de fissures et a un effet sur tous les chargements considérés.

Le principe de l'identification proposé est simple car des groupes de paramètres peuvent être identifiés séparément sur un unique essai (figure IV.5). Comme indiqué ci-dessus, le paramètre  $\Gamma$  est le seul qui requiert une identification globale. Une valeur de ce paramètre est sélectionnée a priori, puis les autres paramètres sont identifiés essai par essai. Chacune des identifications élémentaires, essai par essai, est simple à réaliser (ajustement d'une unique courbe avec quelques paramètres). À chacune de ces étapes, l'optimisation est effectuée par un algorithme classique (fonction MATLAB *lsqcurvefit*) minimisant la somme des carrés des erreurs sur les déformations, à contrainte égale, pour la totalité des courbes contrainte-déformation. Les valeurs initiales des paramètres sont sélectionnées manuellement. Enfin, on conserve le paramètre  $\Gamma$  correspondant au jeu de paramètres pour lequel la somme des erreurs sur les quatre essais de la base d'identification est minimale.

En compression simple, le premier changement de pente sur les déformations circonférentielles est directement relié à la réorientation des torons, à travers  $K^T$  et  $\sigma^T$  (seul cas où la réorientation est clairement découplée des autres mécanismes). On peut remarquer que la déformation axiale en compression n'est pas nécessaire. Ces paramètres étant fixés, les courbes contrainte-déformations en traction ne dépendent que de  $\sigma^S$ ,  $K_d^T$ , et des propriétés de la fissuration à  $90^\circ$ . Enfin,  $\sigma^S$  et  $K_d^T$  étant fixés, les essais circonférentiel pur et de torsion ne dépendent alors que des propriétés de la fissuration à respectivement  $0^\circ$  et  $45^\circ$ . Un dernier ajustement - limité - des paramètres est effectué, en particulier car la fissuration pour un chargement circonférentiel pur et en compression dépendent des mêmes paramètres (orientée à  $0^\circ$ ).

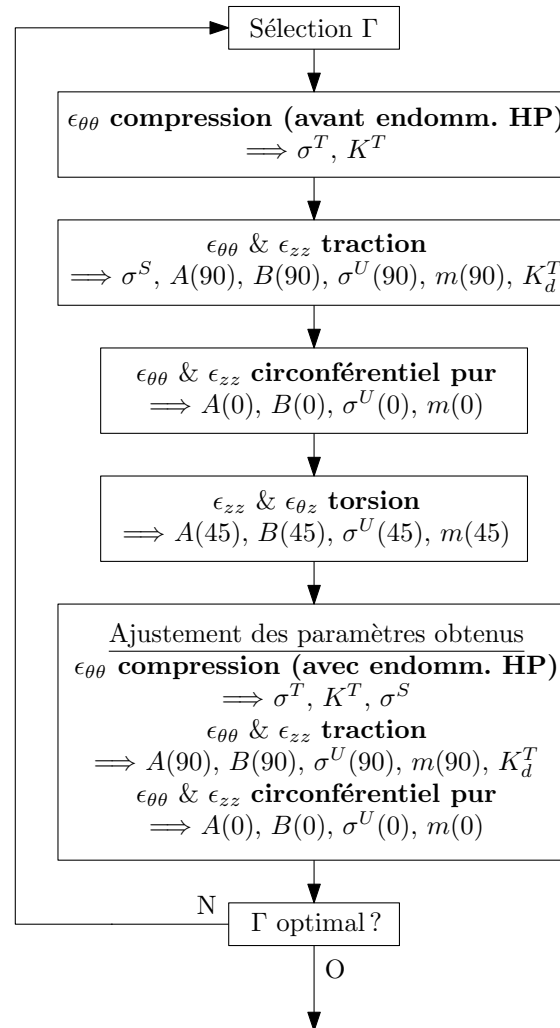


FIGURE IV.5 – Principe de l'identification des paramètres du modèle.

L'identification proposée, restreinte à quatre essais, ne requiert pas de mesures locales des mécanismes de déformation. Il est important de préciser que les propriétés de l'endommagement hors-plan (ouverture, cinétique d'endommagement) peuvent être confrontées a posteriori aux mesures expérimentales de ces quantités locales. Il est également possible (au moins en principe) d'identifier les paramètres du modèle sur ces mesures.

## IV.3.2.3 Résultats et discussion

**Paramètres obtenus et résultats sur la base d'identification** La fonction d'orientation de fissures,  $f$ , est obtenue à partir des mesures d'orientations de fissures en fonction du taux de biaxialité présentées précédemment (figure III.2). L'angle de fissuration n'est pas rigoureusement égal à l'angle de la première contrainte principale macroscopique. On choisit la fonction suivante (angles en degrés) :

$$\theta = 45(1 - \cos(2\theta_\sigma))$$

où  $\theta_\sigma$  correspond à l'angle de la première contrainte principale de blocs, mais celle-ci est égale à la contrainte macroscopique en l'absence d'endommagement ou de réorientation. La forme de cette fonction est purement empirique et permet de reproduire la différence constatée entre la direction de la contrainte principale et celle de la fissuration. La contrainte principale et la fissuration correspondent exactement lorsqu'elles coïncident avec les axes de symétrie du matériau, c'est-à-dire pour les angles de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Pour les angles intermédiaires de la contrainte principale, la fissuration se rapproche de la direction  $0^\circ$  ou  $90^\circ$  (figure IV.6).

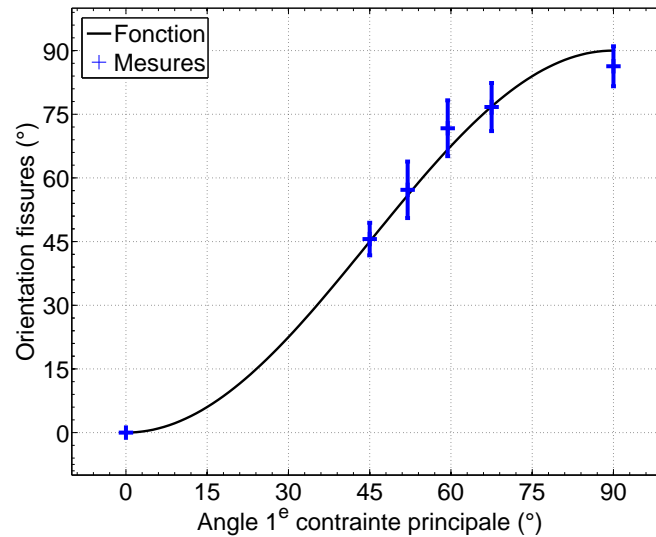


FIGURE IV.6 – Angles de fissuration mesurés et fonction identifiée.

Comme les orientations de fissures, la densité de fissures à saturation doit également être tirée de mesures directes sur les échantillons. On choisit une valeur cohérente avec nos observations et les données de la littérature (principalement [Rohmer, 2013] mais également [Chateau, 2011] pour ce qui est du minicomposite) :

$$\rho^0 = 2,25 \text{ mm}^{-1}$$

La densité de fissures à saturation dépend très certainement de l'orientation des fissures mais l'on ne dispose pas de données suffisamment précises la concernant. Une partie de cette dépendance est décrite par les quatre autres fonctions de  $\theta$ , en particulier la fonction  $A$ . Pour les autres paramètres, la méthode d'identification (résumée sur la figure IV.5) conduit aux paramètres présentés dans les tableaux IV.1 et IV.2.

$\Gamma$	0,39
$K^T$	$1,43 \cdot 10^{-8}$ mm/MPa
$K_d^T$	$2,33 \cdot 10^{-6}$ mm/MPa
$\sigma^T$	137 MPa
$\sigma^S$	66 MPa

TABLEAU IV.1 – Constantes identifiées.

	0°	45°	90°
$A$ (mm/MPa)	$0,936 \cdot 10^{-5}$	$0,770 \cdot 10^{-5}$	$1,11 \cdot 10^{-5}$
$B$ (MPa)	100	101	75
$m$	1.83	2.64	1.90
$\sigma^U$ (MPa)	108	149	106

TABLEAU IV.2 – Valeurs des fonctions identifiées.

L'ajustement du modèle sur les quatre essais de la base d'identification est excellent. Les courbes expérimentales et simulées sont quasiment superposées pour la totalité des essais réalisés (figure IV.7). Un petit écart est constaté en compression, mais le début de la réorientation et le seuil d'endommagement sont bien pris en compte. La différence de comportement mécanique entre traction simple et chargement circonférentiel pur (soit entre 90° et 0°) est surtout contenue dans la fonction  $B$  : le seuil d'ouverture de fissures est plus élevé dans la direction orthoradiale. Les paramètres de la loi d'endommagement sont quasiment identiques pour ces deux directions : il en découle que les déformations transverses en traction et en circonférentiel pur sont égales, conformément à l'expérience.

Dans la direction des fibres (45°), la cinétique d'endommagement est plus "lente" ( $\sigma^U$ ) et les fissures s'ouvrent moins, à contrainte égale, que dans les autres directions.

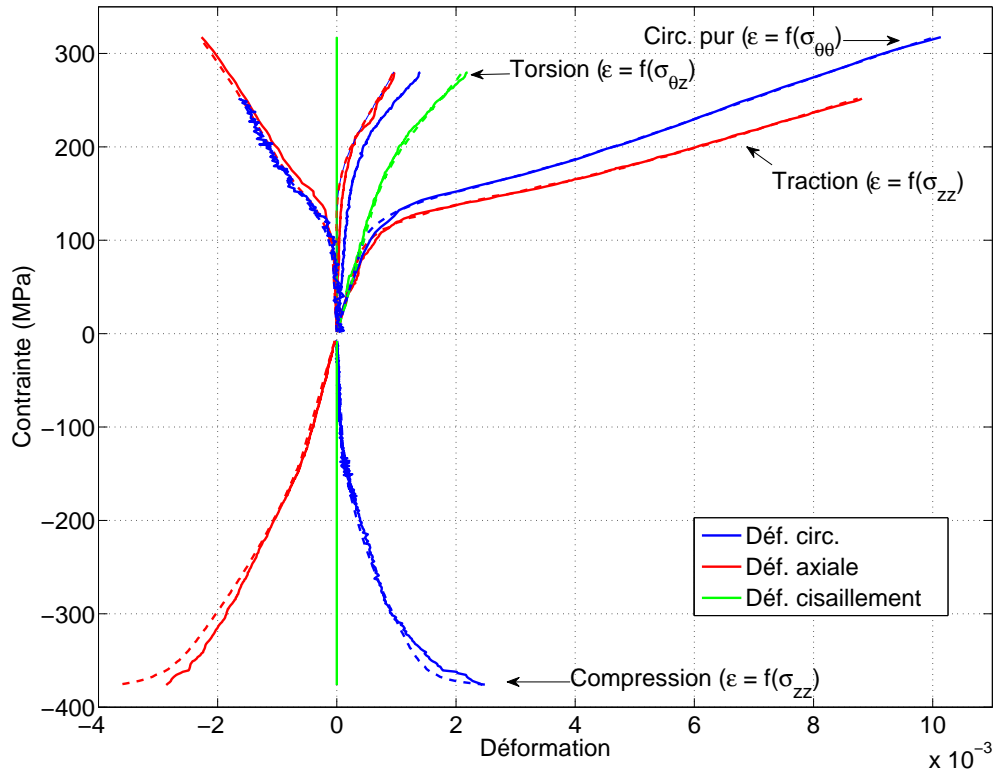


FIGURE IV.7 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de la base d'identification : courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés.

### IV.3.3 Confrontation expérience/modèle

Les résultats de simulation utilisant le modèle identifié ci-dessus sont ici comparés à l'ensemble des résultats expérimentaux. Pour les essais en dehors de la base d'identification, la qualité des prédictions du modèle va ainsi pouvoir être évaluée. Les essais proportionnels, monotones ou cyclés, s'inscrivent dans le domaine de validité du modèle concernant l'orientation de la fissuration (axes principaux du tenseur des contraintes constants). Ce n'est pas le cas pour la plupart des chargements non-proportionnels.

#### IV.3.3.1 Essais quasi-homogènes : comportement macroscopique

**Essais proportionnels monotones** Les directions principales du tenseur des contraintes macroscopiques sont constantes dans le cas de chargements proportionnels ; notre hypothèse concernant l'orientation de la fissuration est vérifiée. En traction-torsion, l'accord entre les courbes expérimentales et les courbes simulées est bon sur les déformations axiales (figure IV.8). Les déformations de cisaillement sont sur-estimées et traduisent peut-être une petite erreur sur l'orientation de la fissuration (fonction  $f$ ). L'apparition de l'endommagement et les déformations sont aussi correctement prédits en torsion-compression ( $\beta = -1$ ).

On rappelle que l'ensemble de ces essais correspond à des orientations du chargement en dehors de la base d'identification (celle-ci a été volontairement restreinte), et que les valeurs des quatre fonctions sont interpolées entre les valeurs identifiées à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Les



prédictions sont donc jugées satisfaisantes.

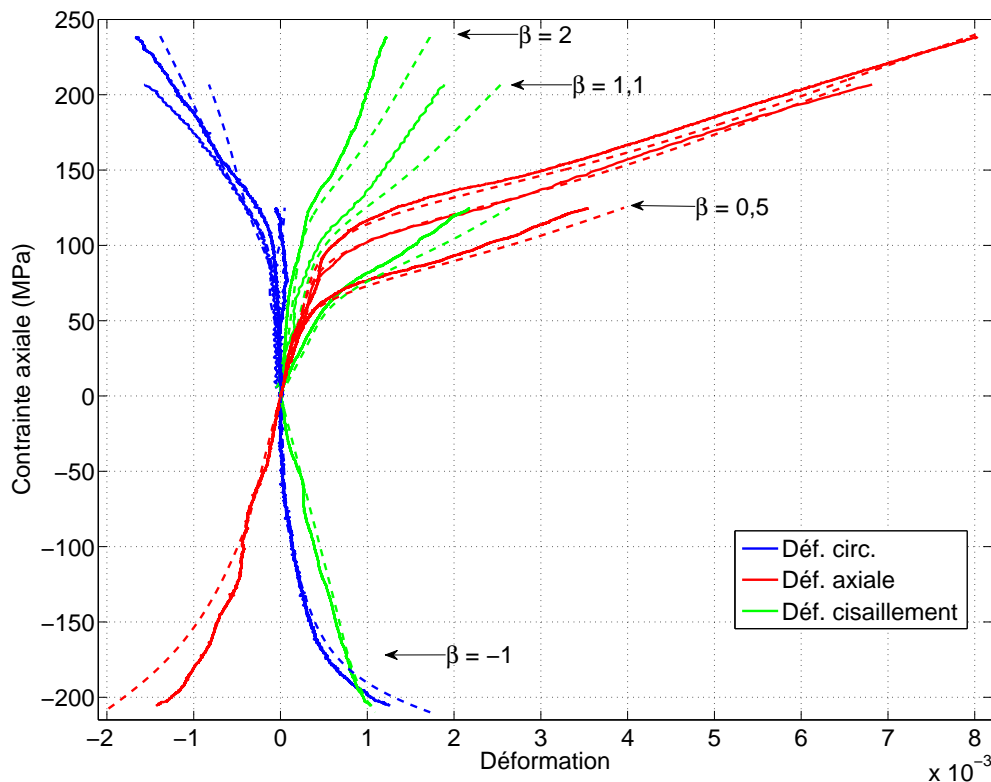


FIGURE IV.8 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-torsion : courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés.

En traction-pression interne, les différentes courbes simulées dépendent des paramètres à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et le couplage entre la réorientation des torons et la fissuration a une importance particulière. Les différentes courbes simulées sont au moins qualitativement conformes aux courbes expérimentales (figure IV.9) et les seuils d'endommagement convenablement prédits. Sous chargement équi-biaxial ( $\alpha = 1$ , figure IV.9 a), les déformations axiales simulées sont superposées aux résultats expérimentaux ; les déformations circonférentielles sont par contre surestimées (l'origine de cette différence de comportement entre ces deux directions n'est pas comprise). En compression-pression interne ( $\alpha = -1$ , figure IV.9 b), la réorientation joue un rôle majeur (contrainte de cisaillement pur dans les axes du composite) : malgré une évolution différente, le comportement simulé est qualitativement conforme à l'expérience.

Le comportement sous chargement proportionnel est correctement prédit par le modèle pour les neuf essais en dehors de la base d'identification ici présentés. Les essais de traction-torsion permettent de démontrer que, malgré une identification sur quatre essais simples, la réponse du matériau pour différentes orientations est bien simulée en prenant des fonctions  $A$ ,  $B$ ,  $\sigma^U$  et  $m$  linéaires par morceaux. Les essais de traction-pression interne permettent de valider les mécanismes pris en compte, en particulier le couplage entre réorientation des torons et endommagement.

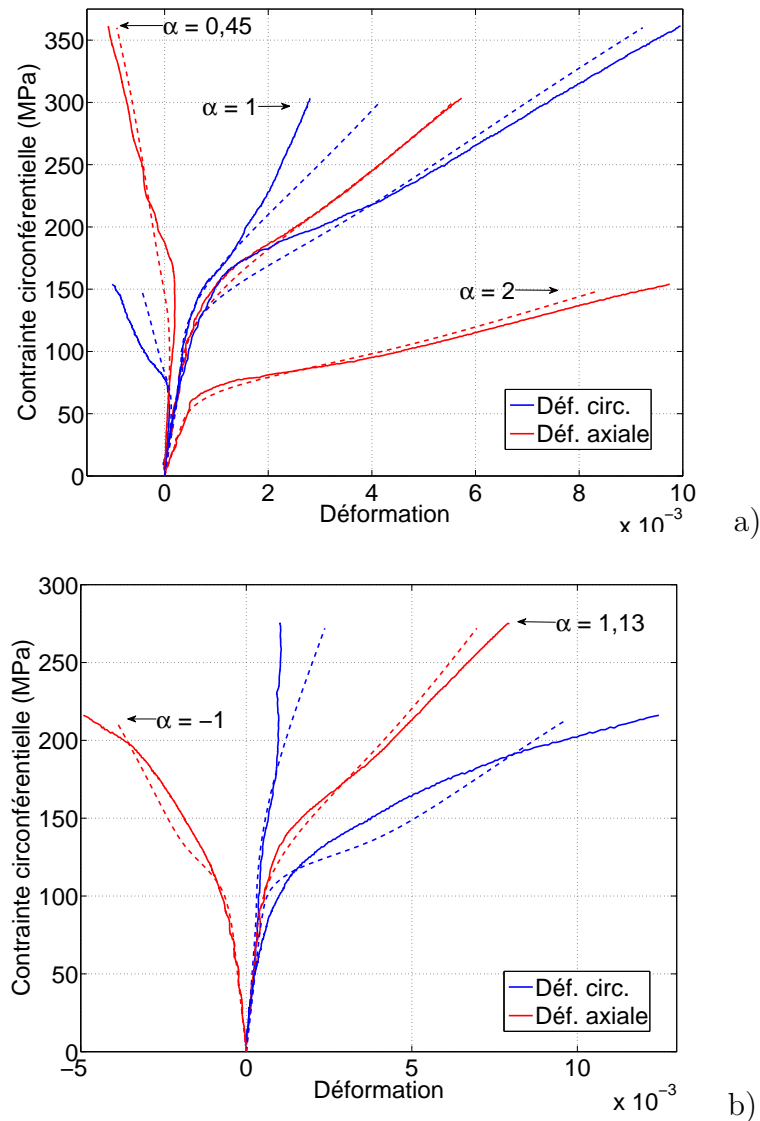


FIGURE IV.9 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-pression interne : courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés.

**Chargements proportionnels non-monotones** Le comportement des fissures lors des décharges est supposé purement linéaire dans le modèle. Cela se traduit sur le comportement macroscopique par des décharges linéaires sans déformations résiduelles (exemple en traction sur la figure IV.10 a). Le module n'est pas complètement restauré en compression, l'effet de la fissuration dans le plan sur la réorientation étant toujours actif.

Conformément au comportement macroscopique et à l'émission acoustique mesurés en torsion alternée, les endommagements associés à un cisaillement positif et un cisaillement négatif sont indépendants. Cet essai est par conséquent correctement simulé (figure IV.10 b)

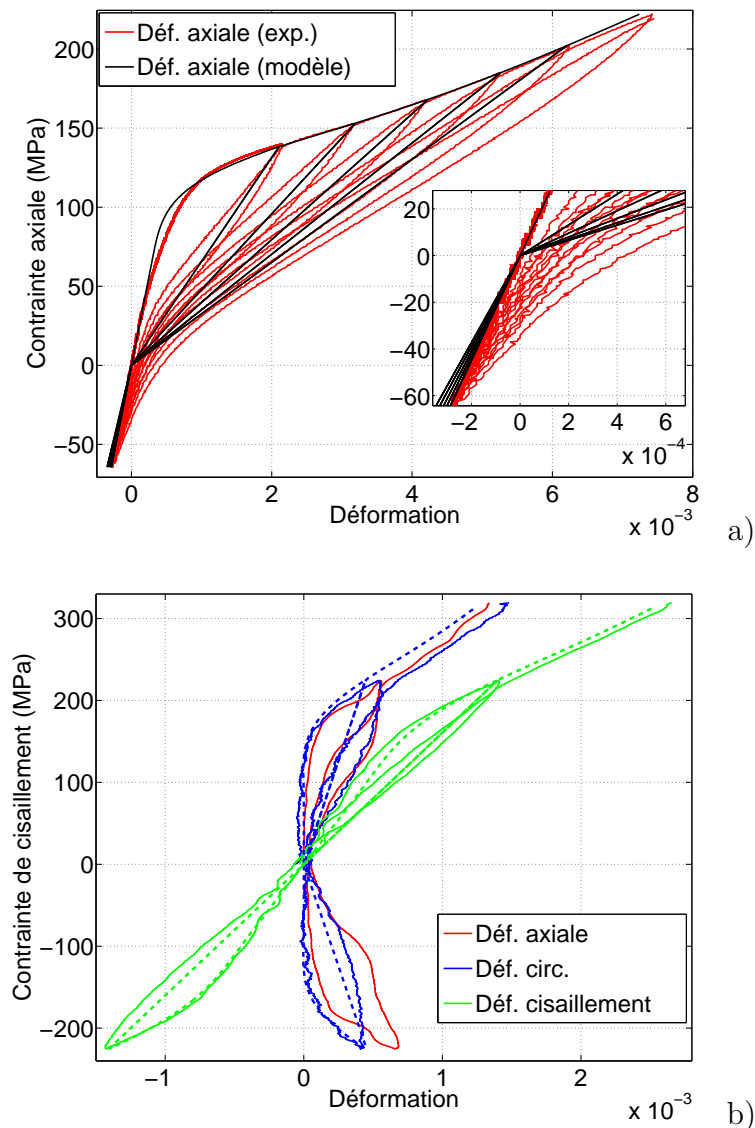


FIGURE IV.10 – Courbes contrainte-déformations a) en traction cyclée, b) en torsion alternée (courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés)

Les essais pour lesquels un endommagement est créé à la fois en traction et en compression sont également examinés. En traction-compression (figure IV.11 a), on constate que les modules élastiques (en particulier le "coefficient de Poisson") ne sont que partiellement restaurés lors de la décharge, phénomène qui est partiellement reproduit par le modèle. En compression, le dommage hors-plan recommence à se développer à  $-170$  MPa (opposé du maximum atteint en traction), ce qui ne correspond pas au comportement observé. Les non-linéarités complexes observées sur les déformations circonférentielles ne sont, bien sûr, pas reproduites mais l'écart expérience-modèle reste relativement faible.

En compression-traction (figure IV.11 b), les modules sont, à l'inverse, insuffisamment restaurés lors du retour en traction. Du fait de cet endommagement dans le plan, l'endommagement hors-plan apparaît plus tôt que dans l'expérience. La comparaison expérience/modèle pour ces deux essais met en évidence quelques lacunes dans la compréhension et donc dans les lois modélisant l'endommagement dans le plan et la réorientation des torons. Toutefois,

la prévision donnée par le modèle demeure très satisfaisante.

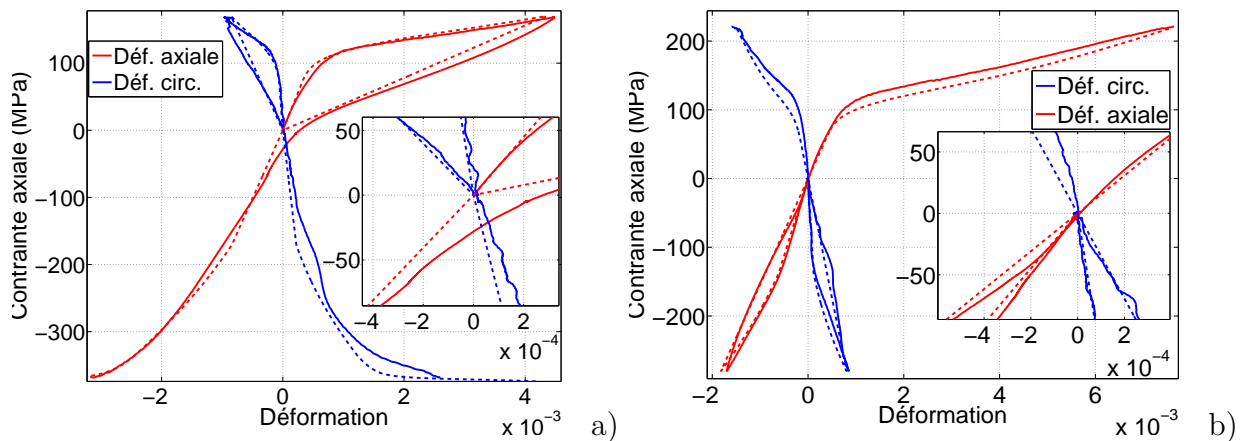


FIGURE IV.11 – Courbes contrainte-déformations expérimentales et simulées a) en traction-compression, b) en compression-traction (courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés)

**Chargements non-proportionnels** Dans le cas des chargements de traction et de torsion successifs, les directions principales du tenseur des contraintes évoluent en cours d'essai et l'hypothèse de deux orientations de fissures orthogonales peut alors ne plus être valide.

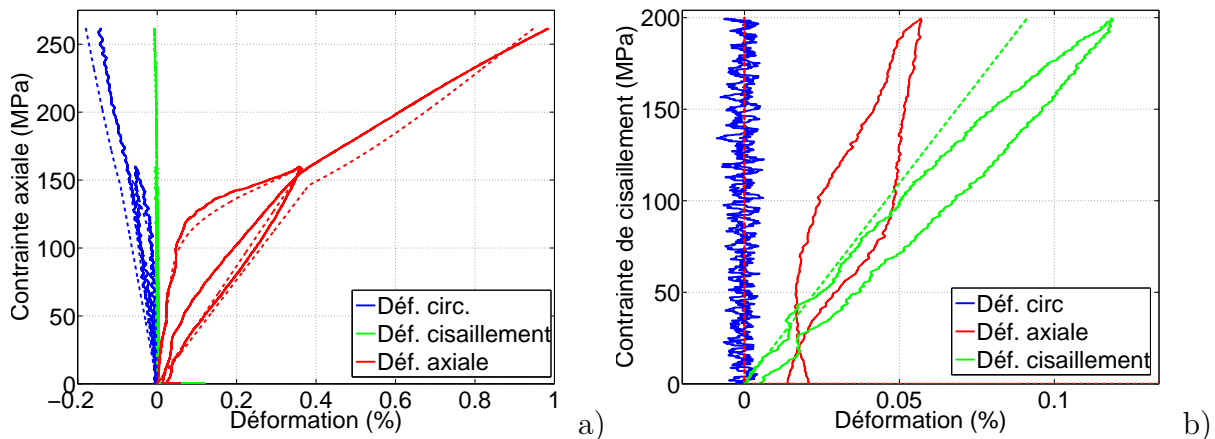


FIGURE IV.12 – Courbes contrainte-déformations pour l'essai de traction-torsion-traction, a) pour les phases 1 et 3, en traction et b) pour la phase 2, en torsion (courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés, les déformations axiales et circonférentielles étant nulles).

En traction-torsion-traction, il a été constaté que l'endommagement durant la phase en torsion est très réduit comparé aux phases en traction (figure III.43); ce type d'essai est potentiellement dans le domaine de validité du modèle. En phase 1, l'endommagement est fixé à  $90^\circ$ . Le comportement en cisaillement durant la phase 2 est élastique linéaire, avec le module initial. Aucun endommagement hors-plan supplémentaire n'est créé pendant cette phase, les contraintes normales aux fissures étant nulles. Les déformations circonférentielles restent nulles, comme constaté expérimentalement. Les déformations axiales restent également nulles car les déformations résiduelles ne sont pas modélisées et que l'ouverture des

fissures est pilotée uniquement par la contrainte normale. Le comportement durant la phase 3 est légèrement différent du comportement réel du fait de l'évolution de la variable  $\rho_T$  durant la phase 2 induisant une réorientation plus importante.

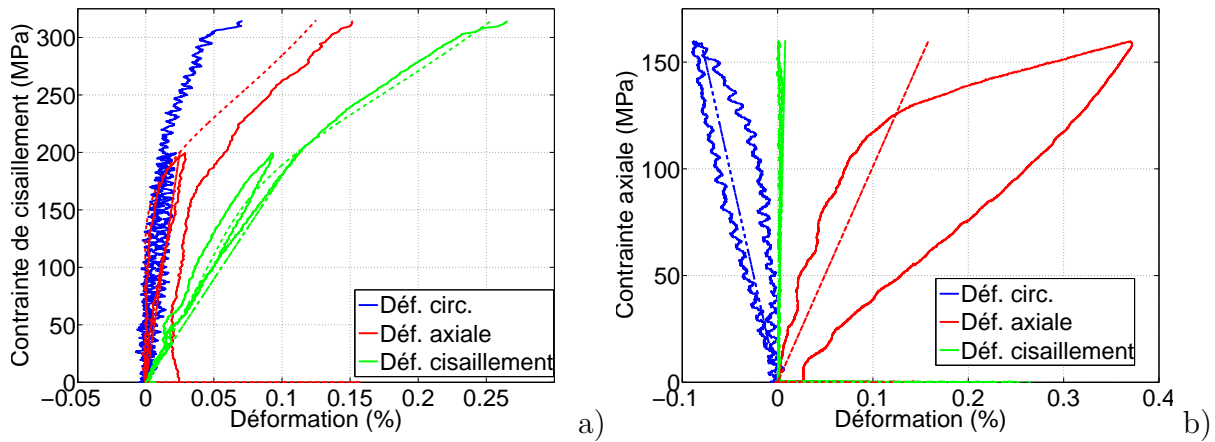


FIGURE IV.13 – Courbes contrainte-déformations pour l'essai de torsion-traction-torsion, a) pour les phases 1 et 3, en torsion (déformations axiales et circonférentielles simulées égales) et b) pour la phase 2, en traction (courbes expérimentales en traits pleins et simulées en pointillés).

A l'inverse, en torsion-traction-torsion (figure IV.13), il a été constaté que la phase en traction apporte un endommagement significatif comparé aux deux autres phases en torsion. Ce trajet de chargement est nettement en dehors du domaine de validité du modèle. Pour l'essai simulé, l'orientation des fissures est fixée à  $45^\circ$  durant la phase 1. Lors de la deuxième phase la contrainte normale aux fissures est insuffisante pour développer l'endommagement, et le comportement durant cette phase est linéaire (b)), les modules élastiques étant plus faibles que ce qui est constaté expérimentalement. Aux déformations résiduelles près, le comportement lors de la phase 3 est assez proche du comportement réel, excepté pour les déformations circonférentielles, beaucoup plus importantes.

#### IV.3.3.2 Essai de flexion

L'essai de flexion présenté au chapitre II a été simulé par éléments finis, à l'aide du modèle d'endommagement qui a été identifié. Cet essai de structure constitue une première application du modèle pour une sollicitation hétérogène et permet d'en effectuer une première validation. On présente tout d'abord l'implémentation de la loi de comportement pour une utilisation dans le code de calcul aux éléments finis CAST3M et les résultats de simulation sont ensuite comparés aux résultats expérimentaux.

**Implémentation** La loi de comportement a été implémentée pour CAST3M sous forme d'UMAT (format de loi de comportement également compatible avec ABAQUS). Le modèle étant écrit en contraintes ( $\underline{\epsilon} = g(\underline{\sigma})$ ), le calcul de l'incrément de contrainte correspondant à un incrément de déformation en entrée nécessite l'inversion de cette relation. L'intégration de la loi de comportement nécessite la mise en œuvre d'une méthode itérative. L'évaluation de la loi de comportement est appelée au cours de la procédure de résolution du problème

mécanique non-linéaire (PASAPAS, dans CAST3M) avec en entrée l'incrément de déformation  $\underline{d}\underline{\epsilon}$ , et l'état au pas de temps précédent  $[\underline{\epsilon}^{t-1}, \underline{\sigma}^{t-1}, V^{t-1}]$ , où  $V$  est l'ensemble des variables internes définies pour le modèle. L'intégration proprement dite consiste à établir une procédure  $f$  telle que :

$$[\underline{d}\underline{\sigma}, V^t] = f([\underline{d}\underline{\epsilon}, \underline{\epsilon}^{t-1}, \underline{\sigma}^{t-1}, V^{t-1}])$$

Afin de se ramener à un problème simple, on pose la fonction  $F$  :

$$F(\underline{\sigma}^t) = \underline{\epsilon}^t - g(\underline{\sigma}^t)$$

On résout alors  $F(\underline{\sigma}^t) = 0$ . Ce système d'équations non-linéaires est résolu par la méthode de Newton-Raphson. Sous réserve que  $F$  soit différentiable, on construit la suite :

$$\frac{\partial F}{\partial \underline{\sigma}}(\underline{\sigma}_k^t) : (\underline{\sigma}_{k+1}^t - \underline{\sigma}_k^t) = -F(\underline{\sigma}_k^t) \quad (\text{IV.24})$$

Si la fonction  $F$  présente de bonnes propriétés alors la suite des évaluations  $\underline{\sigma}_k^t$  converge vers la solution. Le calcul revient donc à résoudre la succession de systèmes linéaires (IV.24). Le critère de convergence porte sur une valeur minimale de la plus grande composante de  $(\underline{\sigma}_{k+1}^t - \underline{\sigma}_k^t)$ .

Le problème restant consiste à évaluer l'opérateur tangent  $\frac{\partial F}{\partial \underline{\sigma}}(\underline{\sigma}_k^t)$ . Plusieurs possibilités existent :

- approximations de la valeur de l'opérateur tangent,
- calcul à l'aide de l'expression analytique,
- calcul numérique (approché) de cette quantité.

Dans la zone élastique, l'opérateur tangent est égal à  $-\underline{\underline{S}}^0$ . Le calcul numérique de l'opérateur tangent est une méthode simple à mettre en œuvre, mais lourde en temps de calcul. On peut toutefois gagner du temps en ne calculant pas à chaque pas de chargement l'opérateur tangent, mais uniquement lorsque cela est nécessaire. En écrivant l'opérateur tangent  $\partial F_i / \partial \underline{\sigma}_j$  sous la forme de matrice  $6 \times 6$ , son  $j^e$  vecteur colonne est donné de manière approchée par :

$$\frac{\partial F}{\partial \underline{\sigma}_j}(\underline{\sigma}_k^t) = \frac{F(\underline{\sigma}_k^t + \Delta_j) - F(\underline{\sigma}_k^t)}{\|\Delta_j\|}$$

où  $\Delta_j$  est un vecteur colonne nul, à l'exception d'une  $j^e$  composante infinitésimale. La relative lourdeur numérique de cette méthode vient des 6 évaluations supplémentaires de la fonction  $F$  nécessaires pour la construction de l'opérateur. L'opérateur tangent utilisé pour le calcul précédent est stocké en mémoire en tant que variable interne. Lors d'une évaluation de la loi de comportement, on recalcule l'opérateur tangent lorsque le nombre d'itérations de l'algorithme dépasse une certaine limite. Des tests sur un seul élément permettent de vérifier l'intégration correcte de la loi de comportement. Le cas d'une traction dans la direction  $\underline{e}_z$  est présenté sur la figure IV.14 et comparé au modèle écrit en contraintes, dans MATLAB.

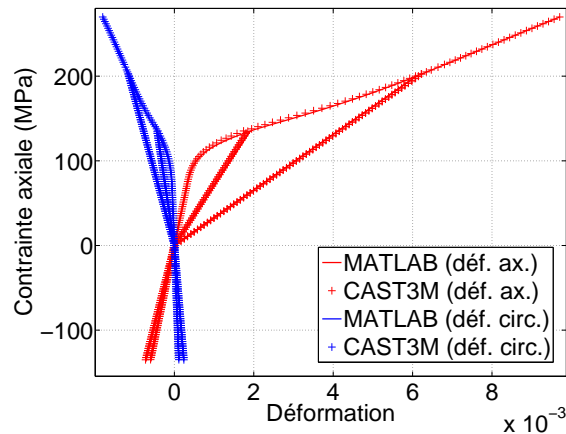


FIGURE IV.14 – Exemple de validation de l'implémentation de la loi de comportement dans CAST3M (traction simple).

**Résultats** L'essai de flexion quatre points (sur tubes 100 mm) a été simulé par éléments finis. Le maillage utilisé exploite les symétries de l'essai et on ne modélise donc qu'un quart du tube. Le maillage comporte 6750 éléments CU20 (hexaédres à 20 nœuds), dont 30 dans la demi-circonférence, 5 dans l'épaisseur, et reprend les dimensions réelles de l'essai réalisé. Les appuis sont de même taille et positionnés comme dans le montage expérimental. Les forces sont cependant appliquées sous forme d'efforts volumiques afin de limiter l'endommagement au niveau des appuis (sur les éléments de la moitié supérieure ou inférieure du tube). 50 pas de chargement réguliers sont imposés jusqu'à 1300 N. Le calcul est réalisé dans le cadre des petites perturbations (petits déplacements, petites déformations et rotations).

La flèche du tube est calculée entre le centre du point d'appui extérieur et le point le plus bas de la surface du tube. La réponse macroscopique du tube est conforme aux résultats expérimentaux (figure IV.15). Les prédictions sont "conservatives", les déformations simulées étant supérieures aux déformations mesurées.

L'utilisation de la corrélation d'images numériques a permis également d'avoir accès à des quantités locales. La déformation axiale moyenne en fonction de la position verticale sur le tube a été mesurée (figure II.31). Une nette dissymétrie traction-compression a été constatée après apparition de l'endommagement. Cette quantité a été calculée de la même manière pour l'essai simulé que pour les résultats de corrélation d'images. L'accord est satisfaisant pour les cinq niveaux de contrainte (figure IV.16 a)). Les déformations sont légèrement surestimées du côté en compression. La position de la fibre neutre en présence d'endommagement, aux alentours de 1,5-2 mm de l'axe est également bien reproduite.

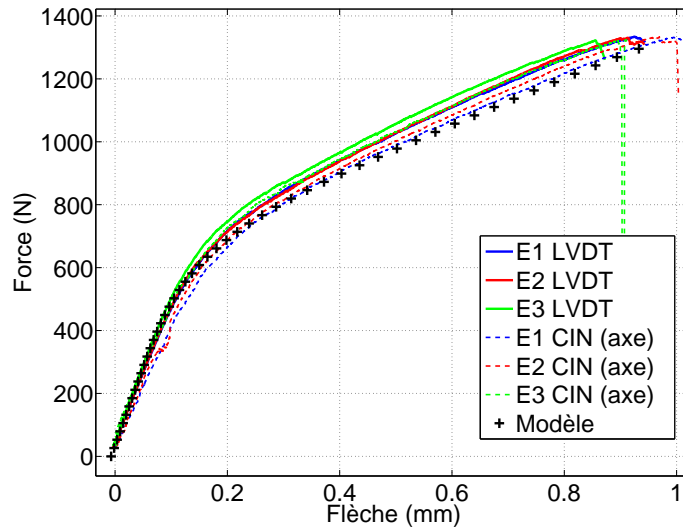


FIGURE IV.15 – Courbes force-flèche pour les trois essais de flexion réalisés (capteur de déplacement et CIN) et courbe simulée.

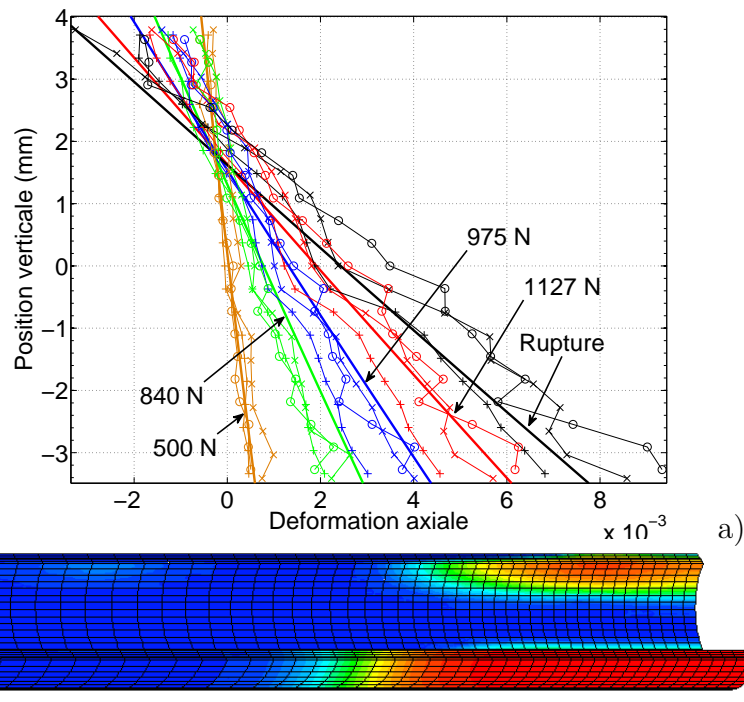


FIGURE IV.16 – a) Profils de déformation axiale pour les trois essais de flexion et comparaison avec les résultats de simulation (en traits épais). b) Champ de densité de fissures à 1300 N (bleu :  $\rho_1 = 0$ , rouge :  $\rho_1 = \rho^0$ ). Le côté en traction est en bas.

Les densités de fissures montrent, en plus de l'endommagement en traction, un endommagement important du côté en compression (figure IV.16 b)). L'orientation de ces fissures est bien à  $90^\circ$  en traction et  $0^\circ$  en compression, conformément aux observations expérimentales. Pour le dernier pas de chargement, la contrainte axiale maximale (côté en traction) est de 263 MPa, contrainte axiale minimale est de  $-550$  MPa (côté en compression, proche des appuis supérieurs). La contrainte du côté en compression obtenue dans la simulation



est cependant assez hétérogène (concentration au niveau des appuis, hétérogénéité dans l'épaisseur). La contrainte sur la surface intérieure du tube entre les appuis, du côté en compression, n'est en effet que d'environ  $-270$  MPa. L'utilisation d'un critère de rupture simple donnerait une sous-estimation de la contrainte à rupture, mais prédirait de manière correcte la rupture du côté en compression.

### IV.3.4 Analyse détaillée de la réponse locale du modèle pour des chargements particuliers

La réponse du modèle a été analysée précédemment à travers les déformations macroscopiques pour différents trajets de chargements. Les variables internes au modèles sont ici examinées et comparées aux quantités locales (en traction). L'accent est également mis sur l'analyse de "l'effet textile", introduit dans le modèle pour reproduire l'endommagement en compression et l'endommagement en traction-pressure interne.

#### IV.3.4.1 Traction

**Contributions à la déformation macroscopique** Les mesures par CIN obtenues en traction à l'échelle du toron nous donnent accès aux trois contributions à la déformation (équation (IV.1)) en traction, qui peuvent être comparées à celles prédites par le modèle.

Les déformations axiales sont initialement dues à la déformation élastique des blocs, qui sont ensuite déchargés par l'endommagement. L'ouverture des fissures représente ensuite l'essentiel de la déformation axiale. Ce comportement est qualitativement reproduit (figure IV.17 a).

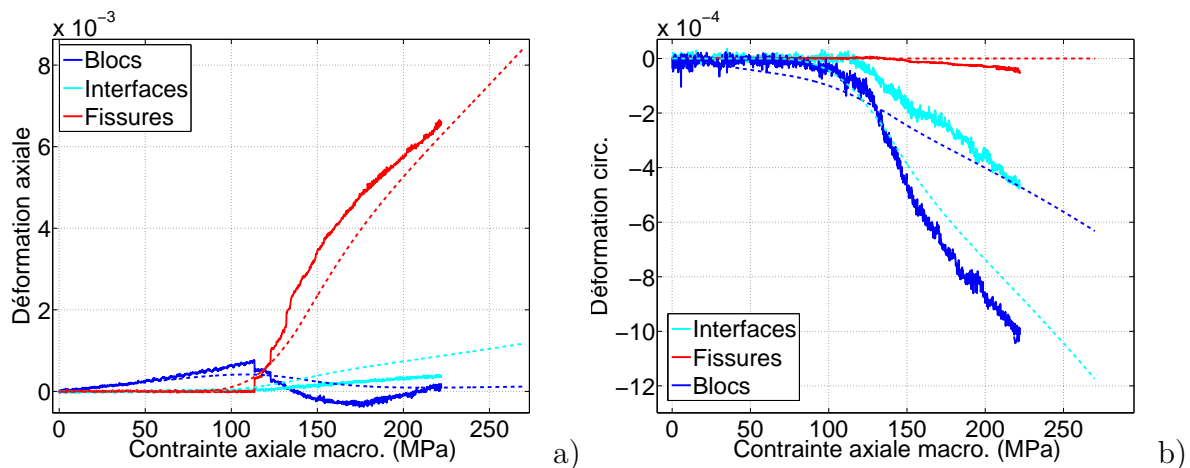


FIGURE IV.17 – Contribution axiale a) et circonférentielle b) à la déformation macroscopique mesurées par CIN (traits pleins) comparées aux quantités simulées (traits pointillés)

Les déformations transverses de blocs et celles dues aux interfaces sont assez éloignées des valeurs expérimentales (figure IV.17 b). La modélisation de la réorientation des fils est en effet un problème complexe, traité de la manière la plus simple envisageable. La loi de réorientation choisie dépend linéairement des trois variables d'endommagement et de la contrainte de cisaillement dans le repère des fibres. Il a été supposé que cette réorientation des fibres se traduit en surface par un glissement relatif des torons et une contrainte

additionnelle dans les blocs. La répartition entre ces deux mécanismes est assurée par le coefficient  $\Gamma$ , qui, en traction, est approximativement le rapport de la déformation transverse "inélastique" de blocs ( $\underline{\epsilon}_B - \underline{\epsilon}_e$ ) relativement à la déformation transverse "inélastique" totale ( $\underline{\epsilon} - \underline{\epsilon}_e$ ). L'effet Poisson étant quasiment négligeable sur les déformations des blocs mesurées, la valeur de  $\Gamma$  mesurée par CIN est de l'ordre de 67%, soit quasiment la proportion opposée de celle obtenue par l'identification (39%).

L'utilisation d'un paramètre  $\Gamma$  plus élevé (plus proche de la valeur expérimentale) conduit à un bon ajustement de ces courbes. En contrepartie, l'endommagement en compression se développe trop rapidement, car les contraintes créées dans les blocs sont surestimées. Le choix a été fait de privilégier un bon ajustement du comportement macroscopique et de conserver  $\Gamma = 0,39$ . Une modélisation plus fine de la réorientation des torons devrait permettre de reproduire à la fois le comportement macroscopique et ces quantités locales.

**Ouverture des fissures** L'ouverture des fissures constitue une grandeur d'entrée importante pour les modèles d'oxydation des CMC [Cluzel *et al.*, 2009] et elle est dans ce modèle une variable cinématique directement accessible à l'issue du calcul. Comme présenté précédemment, elle a été mesurée par CIN sur les essais à fort grandissement (FG) et à grandissement moyen (GM, présenté dans l'annexe C) en traction. L'ouverture des fissures dépendant de la contrainte de blocs (et pas de la contrainte macroscopique) son évolution n'est pas rigoureusement linéaire en fonction de  $\underline{\sigma}$ . L'ouverture prédite par le modèle est comparée aux mesures d'ouverture moyenne de ces deux essais sur la figure IV.18. L'accord est très bon ; le léger changement de convexité après 225 MPa sur la courbe GM est probablement dû aux ruptures de fibres, non prises en compte dans le modèle.

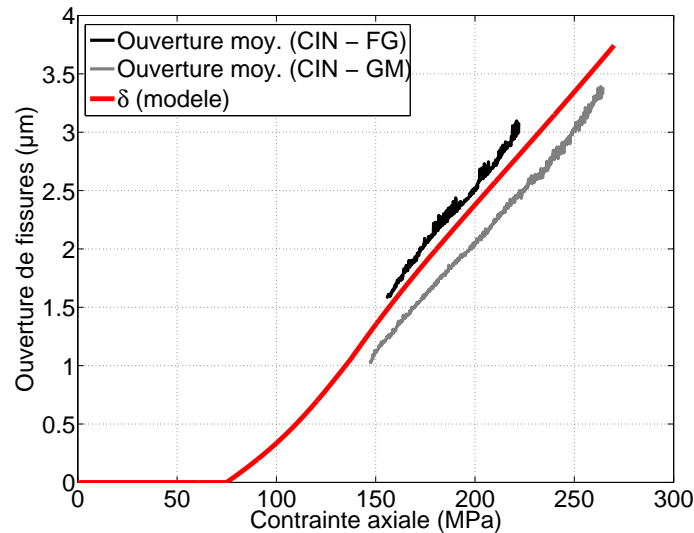


FIGURE IV.18 – Ouverture moyenne des fissures prédite par le modèle et observations par CIN, en traction.

**Évolution de l'endommagement** L'évolution de la densité de fissures n'a pas fait l'objet de mesures directes sur une surface suffisamment importante pour en tirer des informations statistiquement représentatives (voir III.3). L'initiation de quelques fissures a été cependant observée par CIN. L'énergie d'émission acoustique cumulée peut toutefois constituer une

mesure globale et indirecte de l'évolution de la densité de fissures.

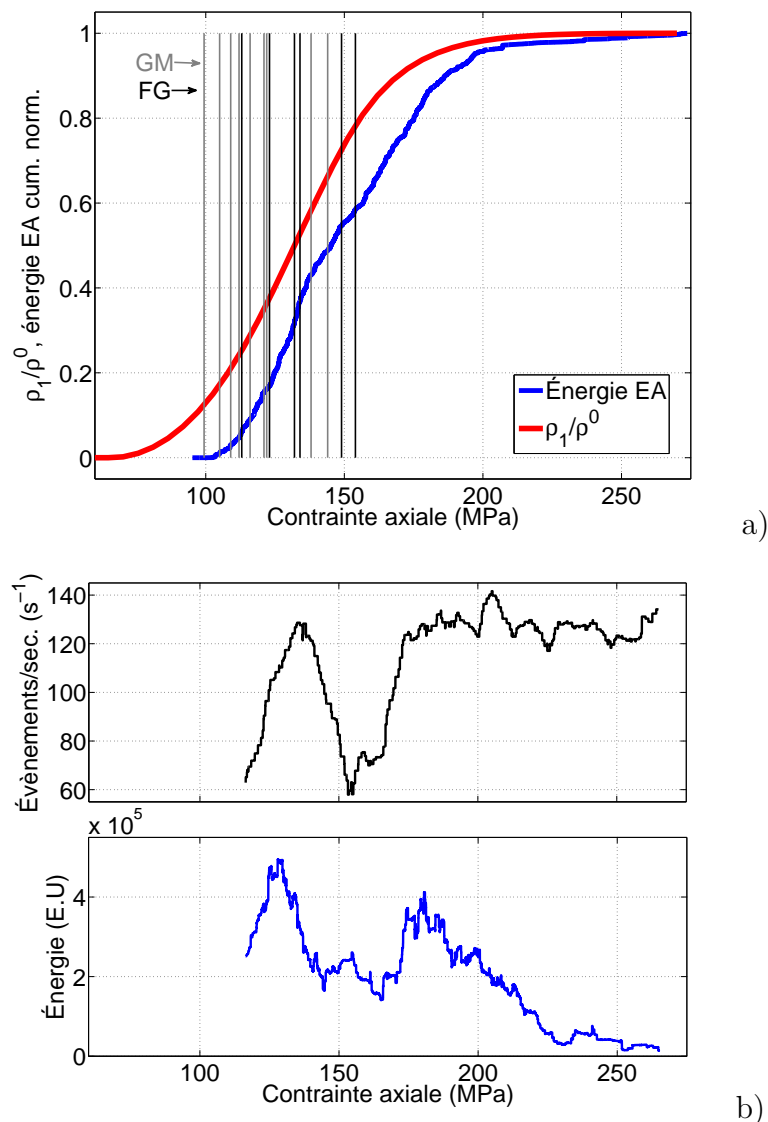


FIGURE IV.19 – a) Courbe de densité de fissures en fonction de la contrainte axiale identifiée pour le modèle (essai de traction macro.) et comparaison avec l'énergie EA cumulée normée. Les lignes grises et noires indiquent le niveau de contrainte où apparaissent les fissures observées in-situ (FG et GM). b) Nombre d'événements par seconde et énergie par événement en fonction de la contrainte axiale (figure II.13 b) - essai 3).

Les déformations axiales et les ouvertures de fissures étant correctement prédites, la densité de fissures est vraisemblablement correctement simulée. La figure IV.19 présente une comparaison entre la densité de fissures identifiée et un certain nombre de données expérimentales pour l'essai de traction. On constate tout d'abord (figure IV.19 a)) que l'énergie EA cumulée est décalée relativement à la densité identifiée : à 150 MPa,  $\rho_1$  est à 77% de sa valeur à saturation alors que l'énergie est aux alentours de 50%. L'apparition des fissures en surface pour l'essai à fort grandissement (FG) et à grandissement moyen (GM - présenté en annexe C) correspond mieux à la courbe identifiée, avec une fissuration principalement comprise entre 100 MPa et 150 MPa. Un ajustement de la densité de fissures sur cette courbe d'émission acoustique conduirait à un endommagement trop tardif. D'autres caractéristiques

téristiques de l'émission acoustique sont cependant mieux corrélées avec ces observations. Le nombre d'événements par seconde et l'énergie par événement (figure IV.19 b)) indiquent en effet une première phase d'importante activité acoustique se terminant vers 155 MPa. La fin de celle-ci correspond aux ruptures de pente observées sur l'émission acoustique cumulée. L'énergie acoustique libérée entre 155 MPa et la saturation ne correspond donc pas à l'apparition de fissures en surface (figure IV.19 a), FG et GM). Elle pourrait être liée à la propagation des fissures, initiées dans la matrice périphérique, vers l'intérieur du composite comme mis en évidence sur le minicomposite [Chateau, 2011]. L'essentiel de la chute de module semble toutefois être attribuable aux fissures visibles en surface.

Deux conclusions peuvent être tirées de ces différentes comparaisons :

- La densité de fissures identifiée dans le modèle semble assez bien corrélée avec la densité de fissures visibles en surface et la première phase d'activité acoustique. Les ouvertures de fissures mesurées et les déformations macroscopiques étant bien reproduites, la densité de fissures du modèle est probablement proche de la réalité.
- L'énergie d'émission acoustique cumulée n'est pas seulement une image de la densité de fissures matricielles en surface mais contient d'autres mécanismes intervenant après la saturation de l'endommagement en surface.

L'énergie EA cumulée peut constituer une mesure globale envisagée comme variable d'endommagement [Morscher *et al.*, 2007]. Des précautions doivent cependant être prises pour l'interprétation de cette mesure : celle-ci contient une variété de mécanismes de dégradation dont la séparation n'est pas évidente. Dans notre cas, une identification directe sur le comportement macroscopique de la densité de fissures matricielles semble mieux corrélée avec les observations que cette quantité.

#### IV.3.4.2 Compression

L'apparition de l'endommagement en compression est pilotée par le mécanisme de réorientation des torons :

1. La contrainte de blocs est égale à la contrainte macroscopique jusqu'à l'apparition du dommage dans le plan  $\rho_T$  vers  $-140$  MPa (figure IV.20 b)).
2. La réorientation induit une surcontrainte dans les blocs (figure IV.20 a)). La contrainte circonférentielle dans les blocs augmente alors jusqu'à atteindre la limite d'endommagement  $\sigma_S$ .
3. La fissuration de normale  $\underline{e}_\theta$  se développe ensuite (figure IV.20,  $\rho_1$ ). Cet endommagement provoque une accélération importante de la réorientation des torons et donc de la surcontrainte dans les blocs (figure IV.20 a)). La déformation transverse (voir figure IV.7) augmente donc rapidement du fait de l'endommagement hors-plan et de la réorientation.

L'utilisation d'une loi d'évolution pour l'endommagement dans le plan atteignant une saturation pourrait permettre de reproduire un endommagement plus progressif et donc une réorientation des torons plus progressive. Du fait de cette évolution rapide, l'endomma-

gement hors-plan se développe également plus vite que ce qui est constaté par émission acoustique (figure II.18, à mettre en relation avec la figure IV.20 b)).

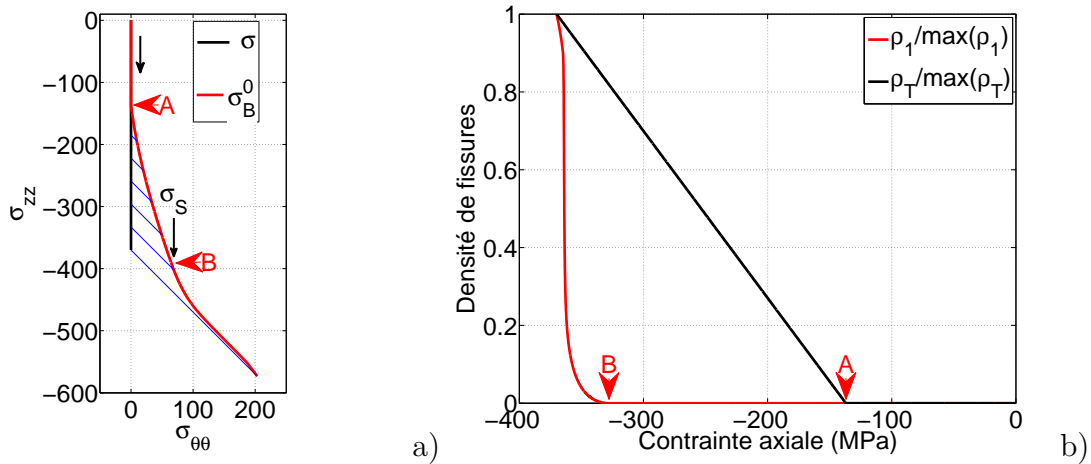


FIGURE IV.20 – a) Trajets de chargement pour la contrainte macroscopique et pour  $\underline{\sigma}_B^0$  pour un essai de compression monotone dans le plan (composante circonférentielle-composante axiale). Les traits bleus relient les points pour un même pas de temps. b) Densités de fissures prédites en compression monotone.

#### IV.3.4.3 Essais biaxés

L'endommagement pour les essais biaxés réalisés (excepté le cas équi-biaxé) n'est observé que selon une direction, l'autre direction de fissuration étant inhibée malgré des contraintes macroscopiques importantes dans cette direction. Le mécanisme proposé pour expliquer et reproduire cette inhibition correspond aux contraintes additionnelles de compression induites dans la matrice par la réorientation des torons. La contrainte  $\underline{\sigma}_B^0$  (equation (IV.5)) pilote l'ouverture des fissures et la croissance de l'endommagement hors-plan.

Le rôle de cette contrainte de blocs  $\underline{\sigma}_B^0$  pour différents essais de traction-pression interne est mis en évidence par une comparaison avec la contrainte macroscopique. On représente dans le plan composante circonférentielle-composante axiale ces deux contraintes (figure IV.21). Compte-tenu de l'absence de réorientation, la contrainte de blocs en équi-biaxial est égale à la contrainte macroscopique. En traction simple, on constate qu'une contrainte axiale de 270 MPa correspond à une contrainte de blocs axiale de 410 MPa et circonférentielle de -140 MPa. Pour le cas intermédiaire  $\alpha = 2$ , malgré une contrainte circonférentielle macroscopique croissante, la contrainte circonférentielle de blocs reste constante aux alentours de 50 – 60 MPa après apparition de l'endommagement. L'endommagement parallèle à l'axe du tube ne peut donc se développer malgré une contrainte circonférentielle macroscopique importante. Cet exemple illustre la manière dont l'inhibition de l'endommagement est prise en compte dans le modèle.

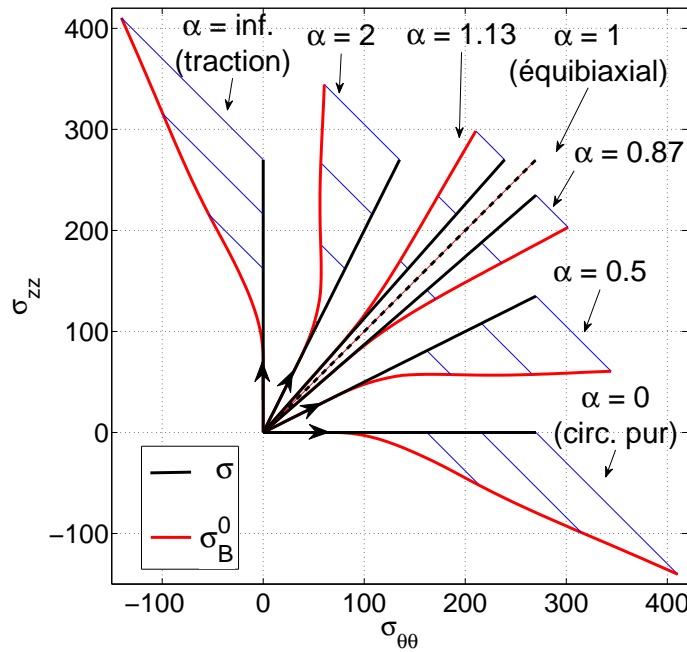


FIGURE IV.21 – Trajets de chargement macroscopiques (noir), et contraintes de blocs (rouge) pour plusieurs essais de traction-pression interne proportionnels monotones. Les traits bleus relient deux points au même pas de temps.

On compare sur la figure IV.22 l'évolution de la densité de fissures pour les essais  $\alpha = 2$  et  $\alpha = 1,13$ . Pour  $\alpha = 2$  (a), le second système de fissures ne se développe pas, malgré une seconde contrainte principale d'environ 150 MPa à rupture. Pour  $\alpha = 1,13$ , soit très près du cas équibiaxial (b), le second système de fissures est insuffisamment inhibé (également visible sur la figure IV.21), au regard des observations expérimentales. Toutefois, l'ouverture des fissures parallèles à l'axe du tube est près de trois fois inférieure aux fissures normales à l'axe du tube. Le choix d'un paramètre  $\Gamma$  plus élevé inhiberait plus le second système, en augmentant les contraintes de compression des blocs selon la normale à ces fissures.

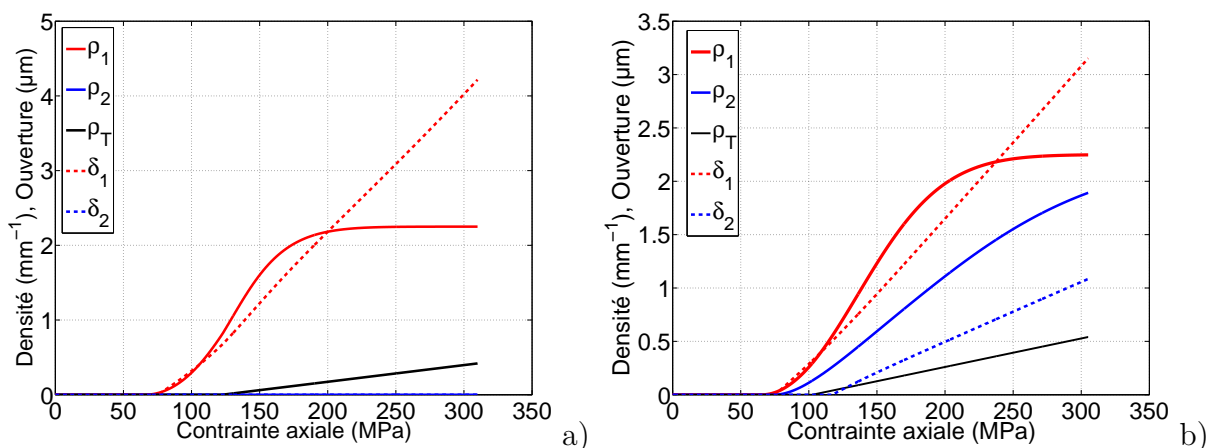


FIGURE IV.22 – Densités de fissures et ouvertures de fissures pour les essais a)  $\alpha = 2$  et b)  $\alpha = 1,13$ .



variables d'endommagement du modèle ( $f(\rho) = 0$ ), applicable en post-traitement d'un calcul non-linéaire.

- Vis-à-vis de la rupture, afin d'évaluer la marge du critère précédent vis-à-vis de la rupture ultime du matériau.

### IV.4.1 Rupture

La rupture étant complexe (ruptures de fibres non modélisées, anisotropie, faible reproductibilité, cas de la compression biaxiale inconnu...), on utilise un critère sans base physique. Le critère de Tsai-Wu s'identifie directement à partir des contraintes à rupture en traction ( $\sigma_{zz}^{r+}$ ), chargement circonférentiel ( $\sigma_{\theta\theta}^{r+}$ ), torsion ( $\sigma_{\theta z}^r$ ), compression ( $\sigma^{r-}$ ) et  $\alpha = 1$  ( $\sigma_\alpha^r$ ). Celui-ci se développe comme [Tsai et Wu, 1971] :

$$F_1\sigma_{\theta\theta} + F_2\sigma_{zz} + G_{11}\sigma_{\theta\theta}^2 + G_{22}\sigma_{zz}^2 + G_{66}\sigma_{\theta z}^2 + 2G_{12}\sigma_{\theta\theta}\sigma_{zz} = 1$$

avec :

$$\begin{aligned} F_1 &= \frac{1}{\sigma_{\theta\theta}^{r+}} + \frac{1}{\sigma^{r-}} & F_2 &= \frac{1}{\sigma_{zz}^{r+}} + \frac{1}{\sigma^{r-}} \\ G_{11} &= \frac{-1}{\sigma_{\theta\theta}^{r+}\sigma^{r-}} & G_{22} &= \frac{-1}{\sigma_{zz}^{r+}\sigma^{r-}} \\ G_{66} &= \frac{1}{(\sigma_{\theta z}^r)^2} & G_{12} &= \frac{1}{2(\sigma_\alpha^r)^2} (1 - (F_1 + F_2)\sigma_\alpha^r - (F_{11} + F_{22})(\sigma_\alpha^r)^2) \end{aligned}$$

On rappelle les valeurs des différentes contraintes à rupture pour l'architecture E45-T45 dans le tableau IV.3. On fait le choix d'identifier le critère sur les contraintes à rupture moyennes et non sur les contraintes à rupture minimales, ce qui ne constitue donc pas un critère conservatif.

$\sigma_{\theta\theta}^{r+}$	303 MPa
$\sigma_{zz}^{r+}$	269 MPa
$\sigma^{r-}$	-385 MPa
$\sigma_{\theta z}^r$	286 MPa
$\sigma_\alpha^r$	297 MPa

TABLEAU IV.3 – Paramètres du critère de rupture.

### IV.4.2 Entrée en endommagement

Le critère d'endommagement macroscopique proposé ici s'inspire des multicritères (type critère ONERA). Celui-ci sera confronté au critère utilisant les variables internes du modèle. Ce critère prend en compte deux termes :

- Une contribution "isotrope" de la partie positive du tenseur des contraintes (car le seuil d'endommagement peut être considéré comme indépendant de l'orientation du composite vis-à-vis de  $\underline{\sigma}$ ) :

$$E_d = k_1\langle\sigma_1\rangle_+^2 + k_1\langle\sigma_2\rangle_+^2 + k_2\langle\sigma_1\rangle_+\langle\sigma_2\rangle_+$$

avec  $\langle\sigma_i\rangle_+$  les valeurs propres de la partie positive du tenseur des contraintes (dans le plan) et  $k_1, k_2$  deux constantes à identifier. Dans un cas plus anisotrope que pour l'architecture E45-T45, on pourrait prendre  $E_d = \sigma_+ : \underline{\underline{M}} : \sigma_+$ .



- Pour représenter l’activation du dommage due aux effets textiles, une contribution additionnelle du cisaillement dans le repère des fibres est proposée :

$$E_t = k_3(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})^2$$

Dans un cas plus anisotrope, pour des fibres orientées différemment de  $45^\circ$ , la contrainte axiale et la contrainte circonférentielle peuvent être pondérées par deux coefficients différents.

Le critère d’entrée en endommagement est donc :

$$E_d + E_t = 1$$

On se propose d’utiliser l’énergie d’émission acoustique cumulée normée comme limite d’endommagement expérimentale. Le critère est identifié sur les limites à 10% d’énergie d’émission acoustique pour l’architecture E45-T45.  $k_3$  est identifié directement en compression, puis  $k_1$  en traction et  $k_2$  sur un essai équibiaxial. Aucun essai de cisaillement n’est utilisé ici pour identifier le critère. Les paramètres sont reportés dans le tableau IV.4.

$k_1$	$5.5.10^{-5}$
$k_2$	$-3.7.10^{-5}$
$k_3$	$0.9.10^{-5}$

TABLEAU IV.4 – Paramètres du critère d’endommagement.

### IV.4.3 Critères identifiés et variables d’endommagement

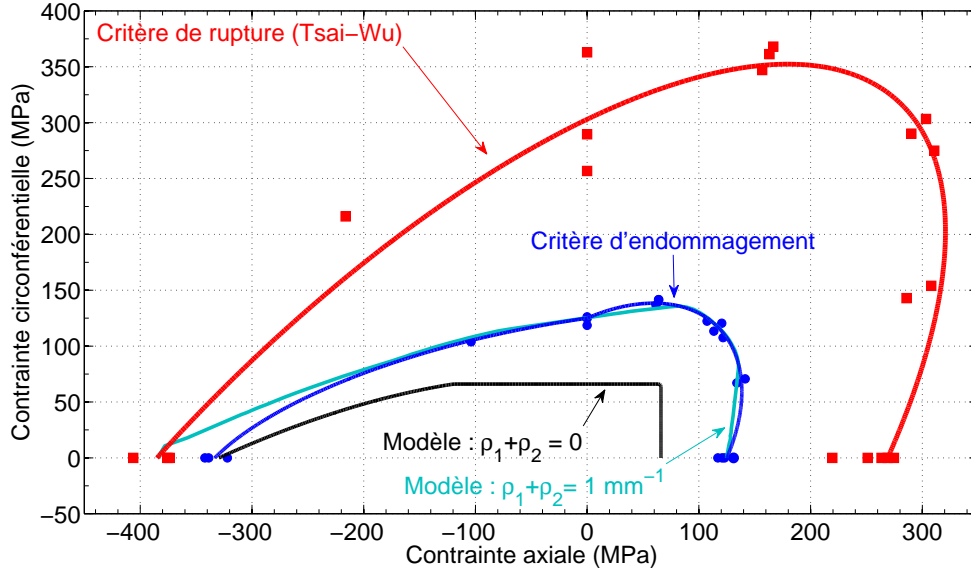
Les critères identifiés pour l’architecture de référence sont comparés aux points expérimentaux et à des prévisions du modèle sur la figure IV.23. Compte tenu des données disponibles et de leur variabilité, le critère de Tsai-Wu permet de reproduire raisonnablement bien les contraintes à rupture mesurées en traction-torsion et traction-pression interne. On rappelle que les points expérimentaux sont obtenus pour les chargements proportionnels monotones (droite partant de l’origine sur ces graphes).

Le critère d’endommagement, comportant uniquement trois paramètres libres identifiés en traction, compression, et équibiaxial reproduit de manière très satisfaisante les surfaces à 10% d’émission acoustique déterminées expérimentalement, y compris en traction-torsion. Dans l’idée d’utiliser exclusivement les variables d’endommagement du modèle, les surfaces pour lesquelles  $\rho_1 + \rho_2 = 1 \text{ mm}^{-1}$  sont également tracées (bleu turquoise). Cette valeur est choisie afin de correspondre au critère d’endommagement en traction simple. En traction-pression interne, cette densité de fissures matricielles prédite par le modèle est très proche du critère d’endommagement. Un écart est cependant constaté en torsion et en compression ; celui en torsion est peut-être dû à une différence de pas de fissuration à saturation entre chargement à  $0^\circ$  et  $45^\circ$  (la densité à saturation  $\rho^0$  est supposée indépendante de l’orientation des fissures). Enfin, en compression, l’endommagement prédit par le modèle est effectivement tardif comparé aux résultats expérimentaux.

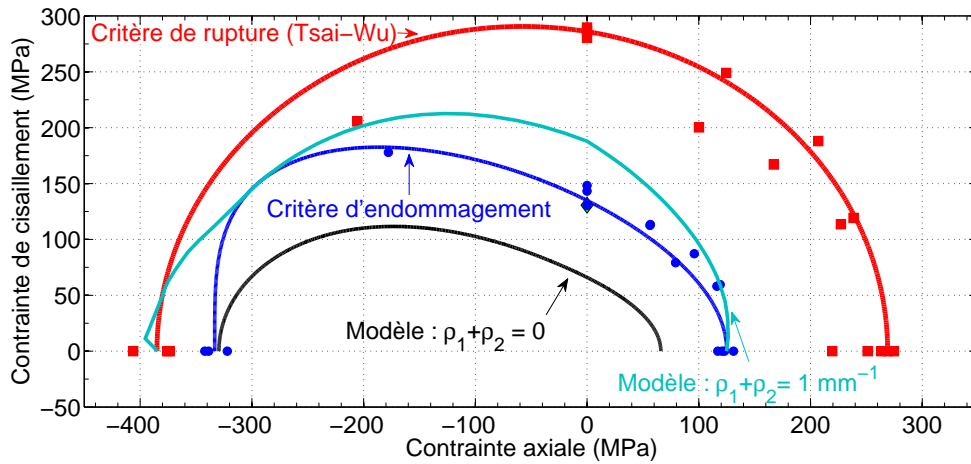
Une surface supplémentaire, pour  $\rho_1 + \rho_2 = 0$  délimite la zone dans laquelle les variables d’endommagement hors-plan sont nulles dans le modèle identifié. Cette limite n’a pas de

sens physique réel (l'apparition de la première fissure est aléatoire, et dépend du comportement fragile de la matrice) mais est caractéristique du modèle. Elle correspond au domaine au sein duquel l'orientation des fissures n'est pas fixée. Pour des contraintes principales positives, cette surface est équivalente à un critère de la contrainte maximale.

Ainsi, le critère d'entrée en endommagement proposé est identifiable sur trois essais (traction, compression et équibiaxial) et possède un très bon caractère prédictif. Dans le cadre du modèle, le critère sur  $\rho_1 + \rho_2$  est en bon accord avec la limite d'endommagement définie expérimentalement en traction-pression interne, mais n'est pas conservatif en traction-torsion.



a)



b)

FIGURE IV.23 – Lieux des ruptures (rouge), des limites de début d'endommagement (bleu) et critères identifiés a) dans le plan contrainte axiale-contrainte circonférentielle (traction-pression interne), b) dans le plan contrainte axiale-contrainte de cisaillement (traction-torsion) pour E45-T45.

## IV.5 Bilan sur la modélisation

### Conclusions

Les propriétés élastiques du matériau E45-T45 ont été identifiées à partir de l'ensemble des essais proportionnels effectués. Les composantes qui ne sont pas accessibles expérimentalement ont été déduites de résultats de simulations numériques effectuées précédemment. L'ensemble détermine les propriétés élastiques initiales du matériau.

Un modèle de comportement phénoménologique a été construit à partir de l'analyse des mécanismes de déformation effectués au chapitre III. Les équations et paramètres du modèle sont rappelés ci-après (tableaux IV.5 et IV.6). Il suppose que l'endommagement se présente sous la forme de deux systèmes orthogonaux dont l'orientation est fixée par la contrainte. Le domaine de validité du modèle est ici limité à des chargements pour lesquels l'évolution des directions principales des contraintes reste limitée. Les différents points forts de cette modélisation sont :

- Même si le modèle conserve un fort caractère phénoménologique, les équations du modèle reposent sur des arguments d'origine micromécanique, donnant un sens aux différents paramètres.
- Le nombre de variables internes du modèle est limité (quatre variables d'endommagement et deux variables supplémentaires pour la refermeture des fissures).
- Le modèle est identifiable de manière simple à partir d'une base expérimentale limitée. Une identification de ce modèle à partir de quatre essais uniaxiaux (traction, pression-interne, torsion, compression) a été proposée. Dans le cas de l'application envisagée (traction-pression interne, voir chapitre I) l'identification en torsion n'est pas nécessaire.
- Ce modèle ainsi identifié pour le matériau E45-T45 reproduit convenablement le comportement macroscopique pour les cas de chargement ou l'hypothèse de deux systèmes de fissuration orthogonaux est valide. La simulation de l'essai de flexion réalisé constitue également une première validation de ce modèle dans le cas d'un essai de structure simple.
- Enfin, certaines quantités locales, telles que les ouvertures et densités de fissures en traction, sont correctement prédites.

Enfin, deux critères de dimensionnement externes au modèle ont été proposés, un critère de rupture et un critère d'endommagement. Ce critère d'endommagement est ajusté pour correspondre à la limite de 10% d'énergie cumulée d'émission acoustique définie précédemment. Ce critère est proche (en traction-pression interne) d'un critère utilisant uniquement les variables internes du modèle.

## Perspectives

Le cadre proposé pour la modélisation, avant tout basé sur la cinématique de la surface, semble pouvoir être étendu pour mieux prendre en compte les différents mécanismes de déformation. Plusieurs voies d'amélioration pour le modèle peuvent être proposées :

- La modélisation de l'endommagement dans le plan et de la réorientation des torons est effectuée de la manière la plus simple possible, car il s'agit de phénomènes complexes qui ne sont caractérisés que de façon très indirecte. Les lois d'évolution pour ces mécanismes, et en particulier le coefficient  $\Gamma$ , ont vocation à être remplacées par des lois plus proches des mécanismes physiques. Par exemple, la cinétique de l'endommagement dans le plan atteint vraisemblablement une saturation et il est peu probable que celle-ci soit indépendante de l'orientation du chargement appliqué. Ces mécanismes semblent d'une importance particulière pour pouvoir reproduire de manière quantitative les chargements en traction-pression interne-compression. Cette modélisation pourra s'appuyer sur une véritable caractérisation de l'endommagement hors-plan et de la réorientation des fibres, pour différents trajets de chargement. La simulation numérique de l'endommagement d'un tel textile peut également contribuer significativement à la compréhension de ces mécanismes.
- La modélisation des ruptures de fibres (par exemple à travers deux densités  $\rho_1^f, \rho_2^f$  pour chaque orientation de fibres) permettrait de modéliser la rupture finale du matériau. Ceci requiert de distinguer les différentes orientations de torons.
- La prise en compte d'orientation de fissures quelconques, c'est-à-dire d'une distribution  $\rho_m(\underline{n})$ , est également envisageable. Ceci est nécessaire pour la prise en compte de trajets de chargement pour lesquels les axes principaux des contraintes évoluent significativement. L'interaction entre les différentes orientations de fissures est cependant un problème difficile : dans le modèle identifié, les deux systèmes de fissures orthogonaux ne sont couplés que par le mécanisme de réorientation et l'interaction entre fissures d'un même système est prise en compte dans la cinétique d'endommagement. Une première étape pourrait être de prendre en compte un nombre limité d'orientations de fissures. Ce point n'est pas le plus critique pour l'application envisagée.
- La modélisation des non-linéarités lors des charges/décharges provenant du frottement entre fibres et matrice et de la refermeture progressive des fissures. Ceci est particulièrement important pour reproduire des chargements cycliques, par exemple si l'on souhaite modéliser des phénomènes de fatigue.

Cinématique	
Décomposition de la déformation	$\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{\epsilon}}_B + \underline{\underline{\epsilon}}_F + \underline{\underline{\epsilon}}_T$
Contribution fissures	$\underline{\underline{\epsilon}}_F = \rho_1 \delta_1^S \otimes \underline{n}_1 + \rho_2 \delta_2^S \otimes \underline{n}_2$
Réorientation des torons	$\underline{\underline{\epsilon}}_T^0 = \Delta\psi(\underline{e}_\theta \otimes \underline{e}_\theta - \underline{e}_z \otimes \underline{e}_z)$
Décomposition de la réorientation des torons	$\underline{\underline{\epsilon}}_T^0 = \underbrace{\Gamma \underline{\underline{\epsilon}}_T^0}_{\underline{\underline{\epsilon}}_T^B} + (1 - \Gamma) \underbrace{\underline{\underline{\epsilon}}_T^0}_{\underline{\underline{\epsilon}}_T}$
Contraintes	
Contrainte de blocs	$\underline{\underline{\sigma}}_B^0 = \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{K}}^0 : \underline{\underline{\epsilon}}_T^B$
Contrainte de blocs effective	$\underline{\underline{\sigma}}_B = \underline{\underline{\sigma}}_B^0 - \sum_{i=1,2} \eta_i D_i(\underline{n}_i \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_i)(\underline{n}_i \otimes \underline{n}_i)$
Évolution de l'endommagement	
Définition de l'angle de fissuration HP	$\theta = f(\theta_\sigma)$ avec $\theta_\sigma$ angle de la première contrainte principale de $\underline{\underline{\sigma}}_B^0$ lorsque celle-ci atteint $\sigma_S$
Loi d'endommagement HP	$\rho_i = \max_t \rho^0 \left( 1 - \exp \left( - \left( \frac{\langle y_i - \sigma_S \rangle_+}{\sigma_i^U} \right)^{m_i} \right) \right)$
"Force motrice" de l'endommagement HP	$y_i = \underline{n}_i \cdot \underline{\underline{\sigma}}_B^0 \cdot \underline{n}_i$
Loi d'endommagement P	$\rho_T = \max_t \langle \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2} - \sigma_T \rangle_+$
Déformation des blocs	
Déformation des blocs	$\underline{\underline{\epsilon}}_B = \underline{\underline{S}}^0 : \underline{\underline{\sigma}}_B$
Décharge des blocs	$D_i = \rho_i / \rho^0$
Ouverture des fissures	
Ouverture des fissures (charge & décharge)	$\delta_i = \delta_i^N \underline{n}_i$ avec $\delta_i^N = A_i \langle y_i - B_i \rangle_+$ si $y_i = \max_t(y_i)$ et $\delta_i^N = \frac{A_i(\max_t(y_i) - B_i)_+}{\max_t(y_i)} \langle y_i \rangle_+$ si $y_i \leq \max_t(y_i)$
Désactivation de l'endomm.	$\eta_i = 0$ si $\delta_i^N = 0$ ou $\eta_i = 1$ si $\delta_i^N > 0$
Réorientation	
Loi de réorientation des torons	$\Delta\psi = (K^T \rho_T + K_d^T (\eta_1 \rho_1 + \eta_2 \rho_2))(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})$

TABLEAU IV.5 – Tableau récapitulatif des équations du modèle (P désigne l'endommagement dans le plan et HP l'endommagement hors-plan).

Constantes		Fonctions de $\theta$	
Seuil d'endommagement P	$\sigma^T$	Paramètre ouverture de fissures HP	$A$
Paramètre loi de réorientation P	$K^T$	Seuil ouverture de fissures HP	$B$
Paramètre loi de réorientation HP	$K_d^T$	Densité de fissures à saturation HP	$\rho^0$
Paramètre réorientation	$\Gamma$	Seuil d'endommagement HP	$\sigma^S$
		Paramètre loi d'endomm. HP	$y^U$
		Exposant loi d'endommagement HP	$m$

 TABLEAU IV.6 – Tableau récapitulatif des paramètres du modèle. Les fonctions  $\rho^0$  et  $\sigma^S$  sont en pratique supposées constantes.

# Conclusions générales et perspectives

## Conclusions

L'utilisation de composites SiC/SiC comme matériaux de structure pour des composants de cœur de réacteurs nucléaires du futur requiert une connaissance approfondie du comportement mécanique de ces matériaux. L'élaboration de modèles de comportement et de critères de dimensionnement macroscopiques est requise pour le dimensionnement de structures en conditions nominales (élasticité linéaire) mais également en conditions accidentelles pour lesquelles l'endommagement est susceptible de se développer. Ces mécanismes d'endommagement, à l'image du matériau dans lequel ils se développent, sont complexes et le comportement mécanique macroscopique qui en découle est fortement non-linéaire et anisotrope. La modélisation d'un tel comportement, si l'on souhaite qu'elle ait un large domaine de validité et quelle puisse être couplée à d'autres phénomènes physiques (thermique, chimie...) doit s'appuyer sur une description des mécanismes d'endommagement tels qu'ils sont observés expérimentalement. Cette approche a été appliquée à des tubes composites SiC/SiC multicouches, à renfort de fibres de 3<sup>e</sup> génération, soumis à des chargements multi-axiaux. Une architecture de référence (E45-T45) a été étudiée de manière approfondie ; de premiers résultats pour trois autres architectures plus anisotropes ont été également obtenus.

Au chapitre II, l'étude du comportement mécanique macroscopique de tubes composites SiC/SiC a fait l'objet d'une campagne d'essais mécaniques approfondie. Des essais de traction-compression interne, de traction-torsion et de flexion ont été réalisés ; ceux-ci sont instrumentés par corrélation d'images numériques et émission acoustique.

*Cet ensemble d'essais constitue une riche base expérimentale requise pour la construction et l'identification de modèles de comportement. Le comportement de l'architecture E45-T45 est assez classique pour un composite SiC/SiC de cette nature. Deux caractéristiques sont toutefois particulièrement notables : d'une part la différence de comportement entre la direction axiale et la direction orthoradiale (malgré une apparente symétrie du matériau) et d'autre part la présence de non-linéarités importantes en compression. Les données acquises sur les autres architectures révèlent une influence très importante de la couche d'enroulement filamentaire sur les propriétés mécaniques du tube.*

Au chapitre III, les mécanismes de déformation ont été caractérisés par différentes méthodes. Les échantillons rompus lors d'essais bi-axiaux ont été observés in-situ (en optique) et post-mortem (en microscopie électronique). La cinématique de la surface du composite, en traction, a été caractérisée par corrélation d'images numériques sur des images à fort grandissement. Enfin, des essais sous des trajets de chargement non-monotones ont été effectués afin d'examiner différents aspects de ces mécanismes de déformation.

*Les observations réalisées montrent que l'orientation de la fissuration hors-plan est pilo-*

tée par le chargement. En traction-pression interne, une seule direction de fissuration est observée (normale à la première contrainte principale). La fissuration dans la direction orthogonale semble inhibée, alors même que la seconde contrainte principale est bien au delà de la limite d'endommagement. Enfin, un taux de biaxialité critique semble exister ( $\alpha = 1$  pour E45-T45) pour lequel l'endommagement n'a pas de direction privilégiée. L'examen de la cinématique de la surface du composite permet d'isoler trois mécanismes de déformation : la déformation élastique des blocs (zones non fissurées), l'ouverture de fissures matricielles et le mouvement relatif des torons, correspondant à la réorientation de ces derniers. Cette réorientation est potentiellement permise par une fissuration dans le plan. Le couplage entre ces mécanismes ("effet textile") peut permettre d'expliquer plusieurs spécificités du comportement macroscopique.

Au chapitre IV, les données expérimentales acquises sur le comportement mécanique macroscopique et sur les mécanismes d'endommagement ont été utilisées pour construire un modèle phénoménologique simple du comportement, sur la base d'arguments micromécaniques. Ce modèle a été identifié pour l'architecture de référence sur un nombre volontairement limité d'essais. Des critères de dimensionnement ont également été proposés.

*Ce modèle permet de reproduire les différentes caractéristiques du comportement macroscopique et de l'endommagement, de façon précise pour la base d'identification. Les prévisions du modèle pour les trajets de chargement dans le domaine de validité (directions principales des contraintes constantes) sont satisfaisantes. Les caractéristiques de la fissuration matricielle (densité, ouvertures) semblent être bien reproduites en traction. Le modèle identifié a été implémenté dans le code éléments finis CAST3M et a fait l'objet d'une première validation en flexion.*

## Perspectives

Dans l'optique de construire une modélisation de l'endommagement basée sur une description précise des mécanismes de déformation, de nombreux points doivent encore être étudiés. Si la bibliographie semble indiquer que l'endommagement hors-plan est similaire à cœur et en surface, l'endommagement dans le plan du composite est encore largement méconnu. Celui-ci est certainement d'une grande importance : le comportement pour des chargements hors-plan, les propriétés thermiques, et l'activation des modes de déformation "textiles" du matériau en sont dépendants. La caractérisation d'un tel endommagement est difficile ; l'observation de coupes du matériau est très incomplète et peut vraisemblablement être sensible aux effets de bord. La réalisation d'essais in-situ sous microtomographe et l'analyse de ceux-ci par corrélation d'images volumiques peut permettre de préciser la géométrie et l'évolution de ce type d'endommagement, ainsi que la cinématique du matériau, mais cette fois dans la totalité du volume. Dans l'hypothèse où l'on disposerait d'une bonne connaissance de l'état d'endommagement, la compréhension des mécanismes de déformation de ces matériaux pourrait bien se baser sur la simulation numérique, afin d'élucider la manière dont les torons constitutifs du composite interagissent et le couplage de ces mécanismes avec la fissuration matricielle. Ce point semble central pour une prédiction correcte du comportement du matériau pour les sollicitations dans les axes du tube, qui sont celles rencontrées dans l'application.

Le modèle présenté ici est donc une première tentative pour prendre en compte, sous une

forme simple applicable au calcul de structures, le couplage entre les mouvements relatifs des torons et l'endommagement. Les différentes perspectives mentionnées ci-dessus devraient en permettre une modélisation plus précise. Différentes simplifications ont été faites dans la construction de ce modèle et pourraient faire l'objet d'extensions : les deux orientations de torons pourraient être distinguées, notamment pour la prise en compte des ruptures de fibres. D'autres enrichissements, tels qu'une modélisation plus riche des ouvertures de fissures (incluant les non-linéarités des décharges-recharges) ou la prise en charge d'une distribution quelconque de fissures en sont quelques exemples.

Ces matériaux étant multi-échelles par nature, des approches d'homogénéisation numérique sont envisageables. La prévision des propriétés élastiques du fil, à partir des constituants élémentaires (fibres et matrice) [Chateau, 2011] et des propriétés élastiques du composite, à partir des propriétés du fil [Lestringant, 2011] est une approche qui a été développée avec succès. La prévision du comportement non-linéaire du composite à partir d'une cellule représentative du motif textile est cependant beaucoup plus difficile, en l'absence d'un modèle 3D du comportement des fils. L'endommagement peut être introduit de manière discrète, sous forme de fissures, ou bien considéré de façon continue. Une difficulté essentielle concerne l'absence de séparation des échelles : la fissuration semble à même de propager sur des profondeurs comparables à l'épaisseur de la structure, et sur plusieurs motifs textiles. La densité de fissures matricielles ne semble pas suffisante pour que l'endommagement puisse être considéré de manière diffuse à l'échelle d'un motif textile. Un point encourageant est cependant que le comportement en traction d'une petite zone (inférieure aux dimensions d'un motif textile) est déjà très proche du comportement macroscopique d'un tube.

Enfin, pour en revenir à l'application, et sans rentrer dans les différentes études traitant de l'effet de l'environnement (thermique, chimie, irradiation...) quelques types de chargements pourraient également faire l'objet d'études dans les conditions du laboratoire. Par exemple, la présence d'un gradient de température à travers l'épaisseur du tube est une sollicitation dimensionnante qui s'apparente à une flexion biaxiale du composite. Pour ce qui est du liner métallique, son effet sur le comportement mécanique en traction est vraisemblablement faible, mais on peut imaginer que celui-ci pourrait découpler l'endommagement et le comportement de la couche d'enroulement filamentaire de celui du tressage. L'effet de ce liner pour les sollicitations en pression interne est probablement plus important : la couche d'enroulement filamentaire étant poreuse, la pression d'un fluide est appliquée directement sur le liner et le comportement résultant doit s'approcher de celui de la couche de tressage uniquement. En considérant le matériau comme un multicouches, la modélisation pourrait nécessiter la définition de matériaux homogènes équivalents pour les différentes couches.





# Annexes

## Sommaire

---

A	Validation a posteriori des dépouillements expérimentaux . . . . .	<b>164</b>
B	Ensemble des courbes $\sigma - \epsilon$ pour l'architecture E45-T45 . . . . .	<b>166</b>
C	Cinématique du composite : échelle intermédiaire . . . . .	<b>168</b>
C.1	Zone étudiée . . . . .	168
C.2	Résultats . . . . .	168
C.3	Conclusions . . . . .	172
D	Flexion sur tube 200 mm . . . . .	<b>173</b>

---

## A Validation a posteriori des dépouillements expérimentaux

On rappelle qu'afin d'éviter une identification sur la base d'un calcul de structure prenant en compte les hétérogénéités de contrainte et de déformation au sein du tube, on utilise des grandeurs dites "de dépouillement" définies à partir des mesures expérimentales. Le dépouillement des essais proposé dans la partie II.2.3 et utilisé pour l'identification du modèle doit être validé a posteriori, en simulant un essai sur le tube, muni du modèle identifié. La réponse de la loi de comportement identifiée est comparée à l'essai virtuel, dépouillé de la même manière que les résultats expérimentaux. Le maillage utilisé est le même que dans la partie II.2.3.3. Les conditions aux limites utilisées sont périodiques, pour le tube [Gélébart, 2011]. On rappelle que les essais sont dépouillés à partir des grandeurs de dépouillement, définies en utilisant les données suivantes :

- pour les contraintes : force, couple appliqué, pression interne,
- pour les déformations : déformations axiales, circonférentielles et de cisaillement mesurées sur la surface externe du tube.

Les essais virtuels avec trois types de chargements simples (traction, circonférentiel pur et torsion) sont comparés à la loi de comportement identifiée.

Dans le cas de la traction (figure IV.24), l'essai simulé est en excellent accord avec la réponse du modèle. Les déformations circonférentielles sont légèrement sous-estimées par le dépouillement utilisé (environ 9,5% d'écart sur la déformation pour la même contrainte de 270 MPa).

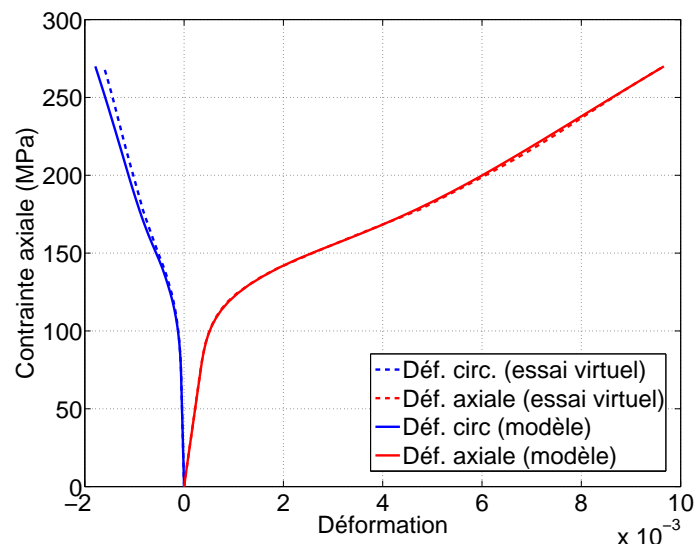


FIGURE IV.24 – Comparaison entre la réponse du modèle et l'essai virtuel utilisant le même dépouillement que l'expérience, pour une sollicitation de traction simple.

Pour une sollicitation purement circonférentielle (figure IV.25), l'essai simulé est également en excellent accord avec la réponse du modèle. Un petit écart est notable sur la courbe  $\sigma_{\theta\theta} - \epsilon_{\theta\theta}$  (environ 2,3% d'écart sur la déformation pour la même contrainte de 300 MPa).

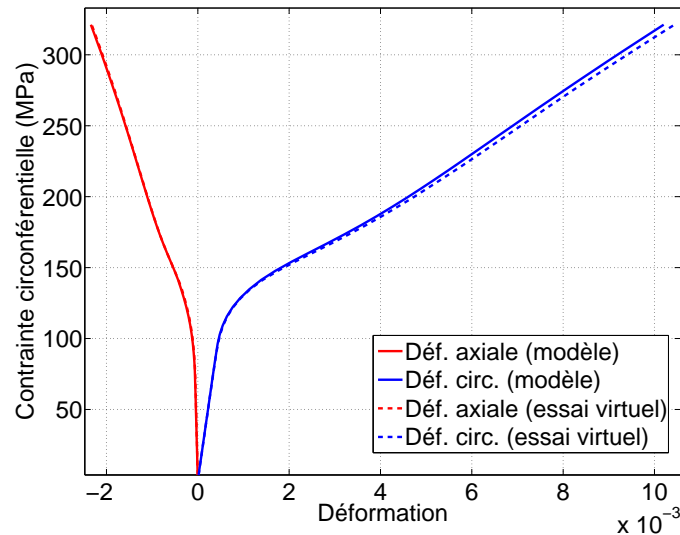


FIGURE IV.25 – Comparaison entre la réponse du modèle et l’essai virtuel utilisant le même dépouillement que l’expérience, pour une sollicitation en circonférentiel pur.

En torsion (figure IV.26), on constate comme précédemment que les courbes issues du dépouillement de l’essai virtuel sont très proches de celles données par le modèle. La courbe  $\sigma_{\theta z} - \epsilon_{\theta z}$  est légèrement décalée (environ 1,6% d’écart sur la déformation à 270 MPa). Les déformations circonférentielles, en théorie égales aux déformations axiales, sont sous-estimées (environ 12% d’écart à 270 MPa).

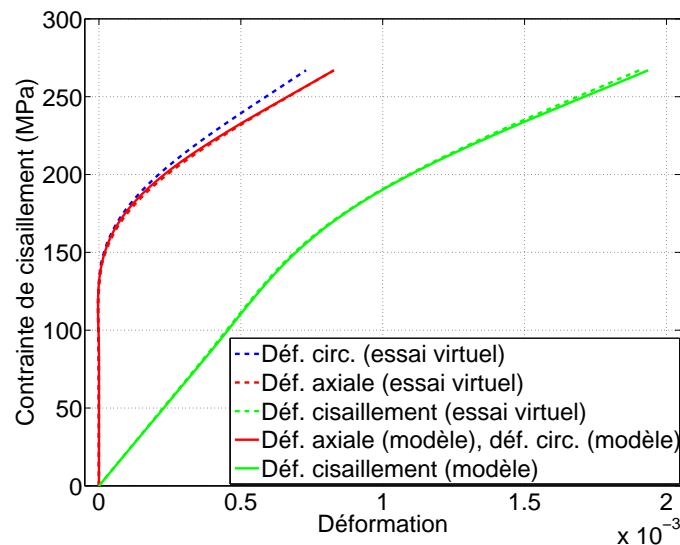


FIGURE IV.26 – Comparaison entre la réponse du modèle et l’essai virtuel utilisant le même dépouillement que l’expérience, pour une sollicitation de torsion simple.

Le modèle d’endommagement implémenté dans CAST3M a permis de proposer une vérification a posteriori de la validité du dépouillement utilisé pour les essais. Celui-ci est satisfaisant, comme l’indique le bon accord entre la réponse du modèle et les essais virtuels utilisant les grandeurs de dépouillement. Seules les déformations circonférentielles, pour lesquelles il est difficile de trouver de bonnes grandeurs de dépouillement ont des écarts significatifs.

## B Ensemble des courbes $\sigma - \epsilon$ pour l'architecture E45-T45

Cette annexe a pour but de présenter l'ensemble des courbes expérimentales exploitables obtenues pour l'architecture E45-T45 sous chargements proportionnels monotones, celles présentées au chapitre II en étant une sélection. Les essais de traction-pression interne sont présentés sur la figure IV.27 et de traction-torsion sur la figure IV.28.

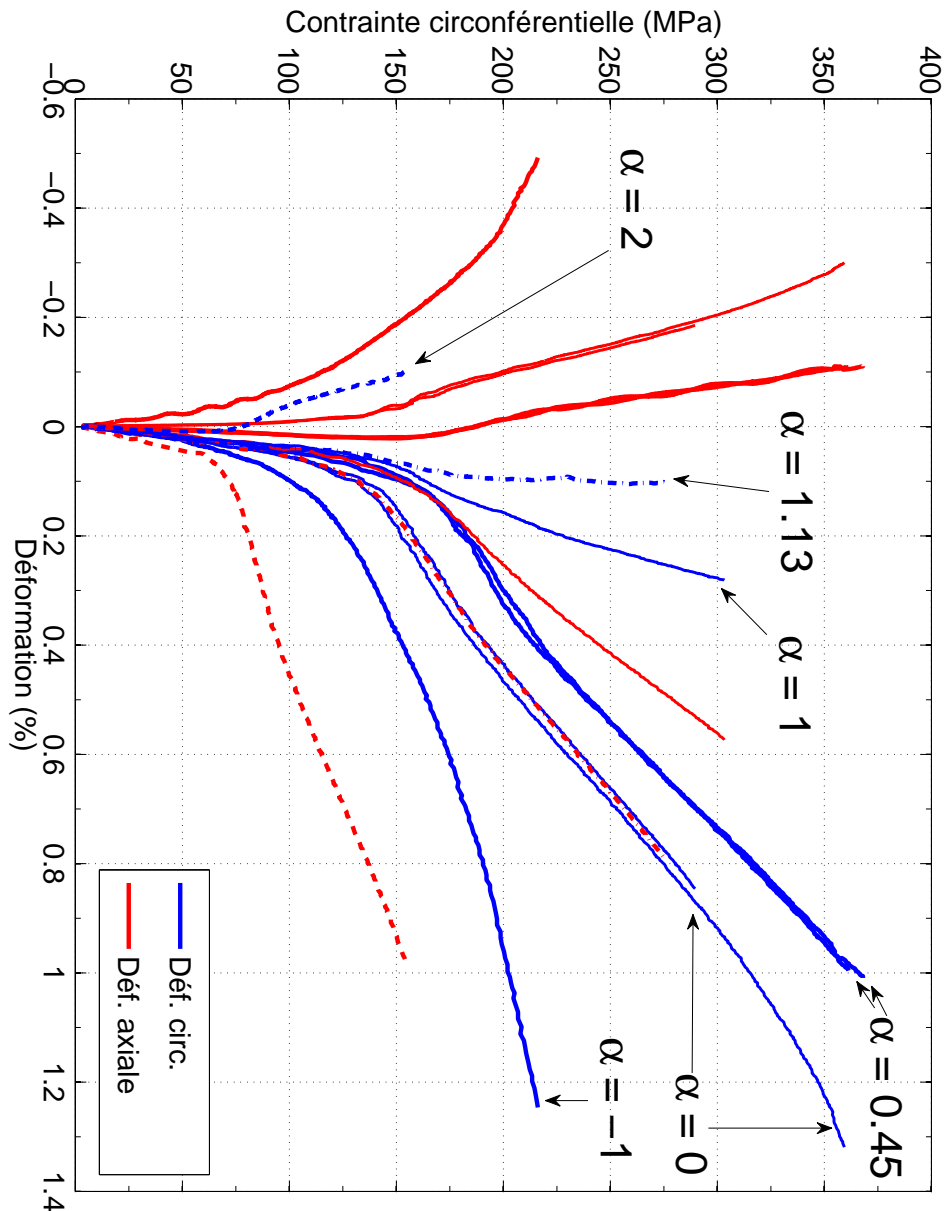


FIGURE IV.27 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-pression interne réalisés. Les déformations de cisaillement sont négligeables et omises pour tous ces essais. Les deux composantes de déformation pour un même essai sont indiquées avec le même type de traits.

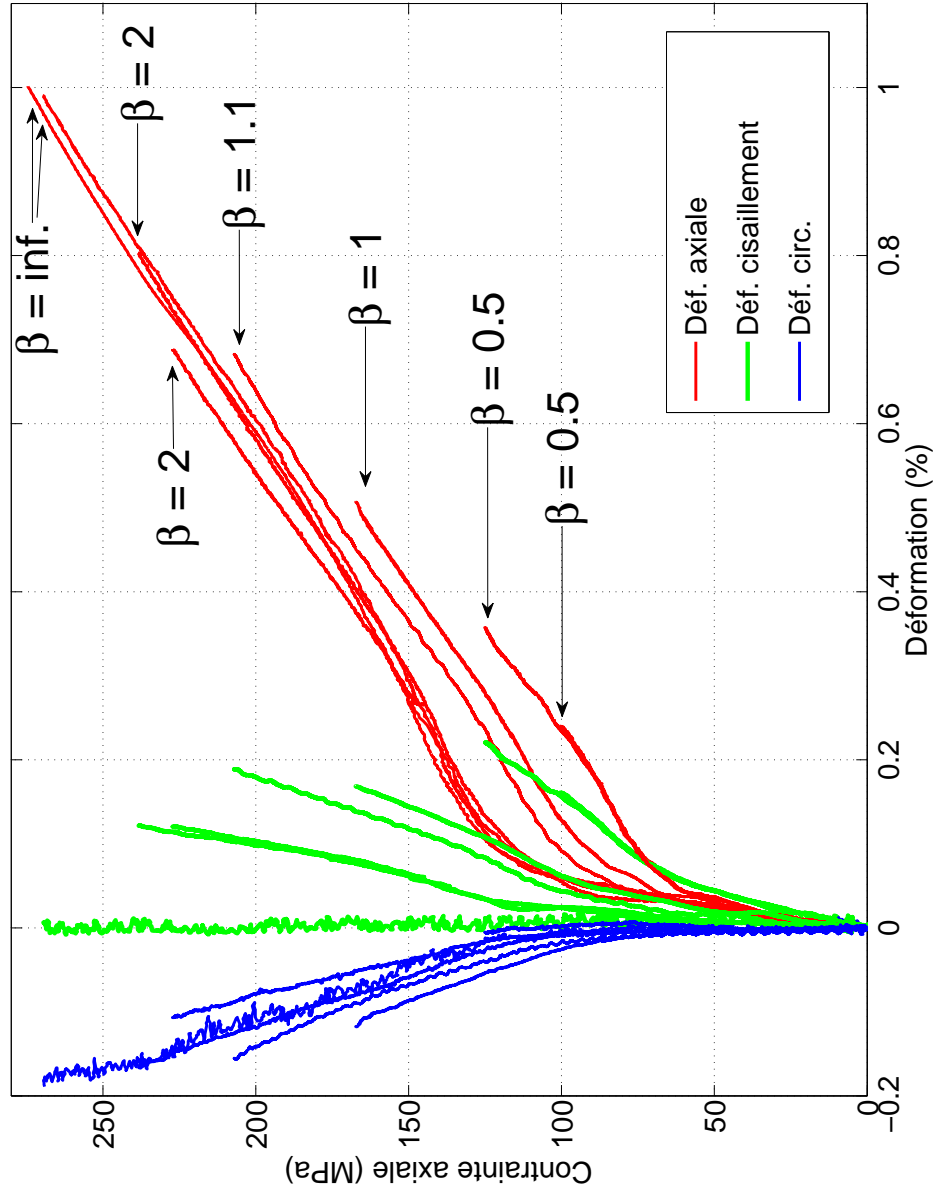


FIGURE IV.28 – Courbes contrainte-déformation pour les essais de traction-torsion réalisés.

## C Cinématique du composite : échelle intermédiaire

Un essai de traction monotone, observé à un grandissement intermédiaire a été réalisé et analysé de la même manière que l'essai de traction à fort grandissement présenté dans la partie III.3. On présente ici la méthode et les résultats obtenus, ainsi que les limitations de cet essai.

### C.1 Zone étudiée

Les images sont acquises par une caméra pco.edge 5.5, de définition  $2560 \times 2160$  pixels<sup>2</sup>. L'objectif utilisé est identique à celui décrit précédemment (Opto Engineering TC 4M04). La zone étudiée à la surface du tube est de  $4,16 \times 3,51$  mm<sup>2</sup> (chaque pixel est donc de taille  $1,62 \mu\text{m}$ ). Le domaine étudié est donc plus grand que celui étudié dans la partie III.3. La grille de points de corrélation utilisée comporte également  $200 \times 200$  points et les domaines de corrélation sont de taille  $20 \times 20$  pixels<sup>2</sup>. Le recouvrement entre deux domaines de corrélation adjacents, de l'ordre de 50% pour l'essai à fort grandissement, est ici de l'ordre de 40% dans la direction horizontale.

La partition de l'image en zones continues est effectuée manuellement, en utilisant l'image finale (fissures visibles) ainsi que les fluctuations du champ de déplacement. La partition de l'image obtenue et la cartographie des fluctuations du champ de déplacement sont présentés sur la figure IV.29. Les torons d'orientation "+" et "-" (au sens défini sur la figure III.29) représentent des fractions surfaciques respectivement de 58% et 42%.

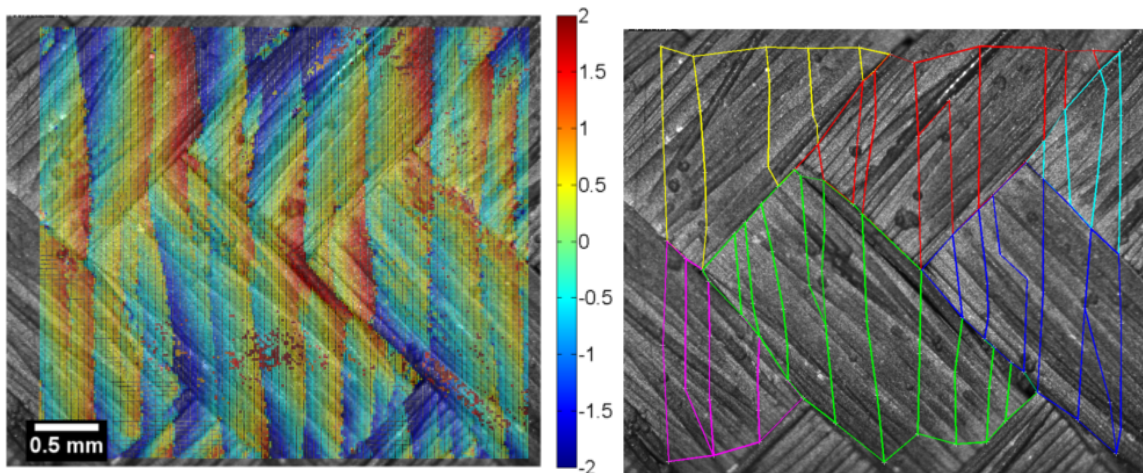


FIGURE IV.29 – Cartographie des fluctuations du champ de déplacement (composante X, échelle en pixels) et partition obtenue de l'image.

### C.2 Résultats

#### Ouverture des fissures

Le nombre de fissures dans la zone étudiée est bien supérieur à celui de l'essai présenté en III.3 et doit donc être plus représentatif. La déformation axiale est en excellent accord avec les mesures effectuées à l'échelle macroscopique (figure IV.30) et une petite déformation de cisaillement est mesurée. Les sauts de déplacement normaux moyens de 9 de ces fissures sont présentés en figure IV.31. L'essai ayant atteint une contrainte à rupture bien supérieure

au précédent, les ouvertures de fissures après saturation de l'endommagement peuvent être mesurées. On constate que l'une d'entre elles s'ouvre de manière importante à partir de 240 MPa, jusqu'à une ouverture à rupture de  $6,8 \mu\text{m}$ .

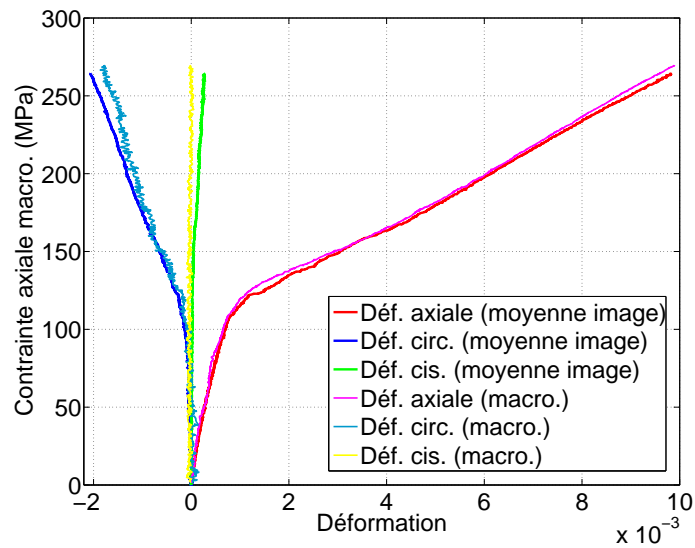


FIGURE IV.30 – Comparaison entre la déformation moyenne de la zone et la courbe de traction macroscopique obtenue sur un autre essai.

L'ouverture normale moyenne pour l'ensemble des fissures de la zone présente une dépendance affine en fonction du chargement très bien vérifiée. Celle-ci est un peu plus faible que pour les fissures observées dans l'essai à fort grossissement. Une légère inflexion apparaît aux alentours de 240 MPa et peut être attribuée à de premières ruptures de fibres. Les ouvertures tangentielles sont de moyenne nulle. L'ensemble de ces résultats confirme les conclusions tirées précédemment concernant l'ouverture des fissures.

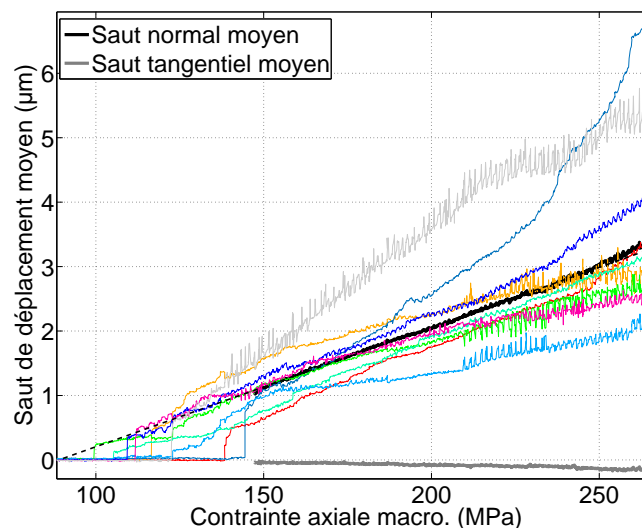


FIGURE IV.31 – Sauts de déplacements normaux moyens, et moyennes pour l'ensemble des fissures de la zone étudiée de ces sauts de déplacement, en fonction de la contrainte axiale macroscopique.



## Cinématique des blocs et limitations de l'analyse

L'incertitude sur les déformations axiales des blocs est beaucoup plus importante que pour l'essai sous fort grossissement (figure IV.32 a), à comparer à la figure III.36 a)), en particulier après apparition de l'endommagement : celle-ci est croissante pour certains blocs et décroissante pour d'autres ; certains blocs ont un saut de déformation axiale indiquant la présence d'une fissure non détectée au sein du bloc. Il semble donc difficile de tirer des conclusions de ces mesures, à l'inverse de l'essai précédent pour lequel la décharge axiale des blocs est significative. Les valeurs moyennes pour chaque orientation de torons ne sont pas en accord (figure IV.33 a)). Après apparition de l'endommagement, les blocs d'orientation "+" (les plus représentés) voient leur déformation axiale décroître, celle des blocs d'orientation "-" étant à la hausse. Ces erreurs de mesure importantes sont à attribuer à la non détection d'une partie des fissures mais aussi à la résolution plus faible : la taille des blocs dans la direction axiale est très réduite.

Malgré des incertitudes également plus élevées, la déformation circonférentielle des blocs présente une tendance nette (figure IV.32 b)). Ces meilleurs résultats sont vraisemblablement dus à une déformation des blocs plus élevée dans la direction circonférentielle, une forme des blocs allongée dans cette même direction et que les fissures non détectées n'ont a priori pas d'effet (leur ouverture étant purement axiale). Les déformations pour les deux orientations de torons sont cette fois en accord (figure IV.33 a)).

Enfin, on note que les déformations de cisaillement des blocs ne sont pas tout-à-fait négligeables, et de signes opposés pour les deux orientations de torons (figure IV.33 a)).

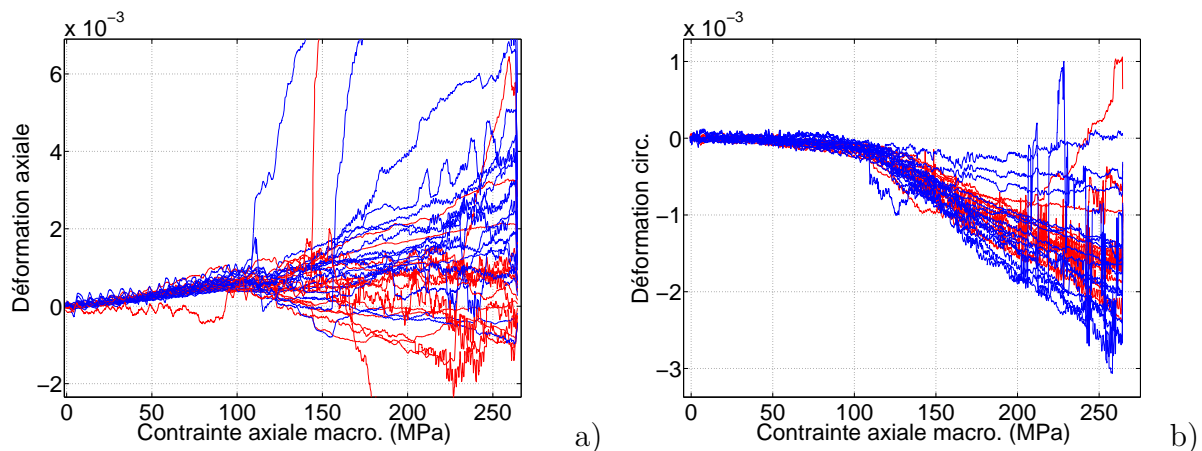


FIGURE IV.32 – Déformations axiales a) et circonférentielles b) pour l'ensemble des blocs (quelques courbes particulièrement bruitées ont été omises). Les blocs de torons "+" sont en bleu et ceux de torons "-" en rouge.

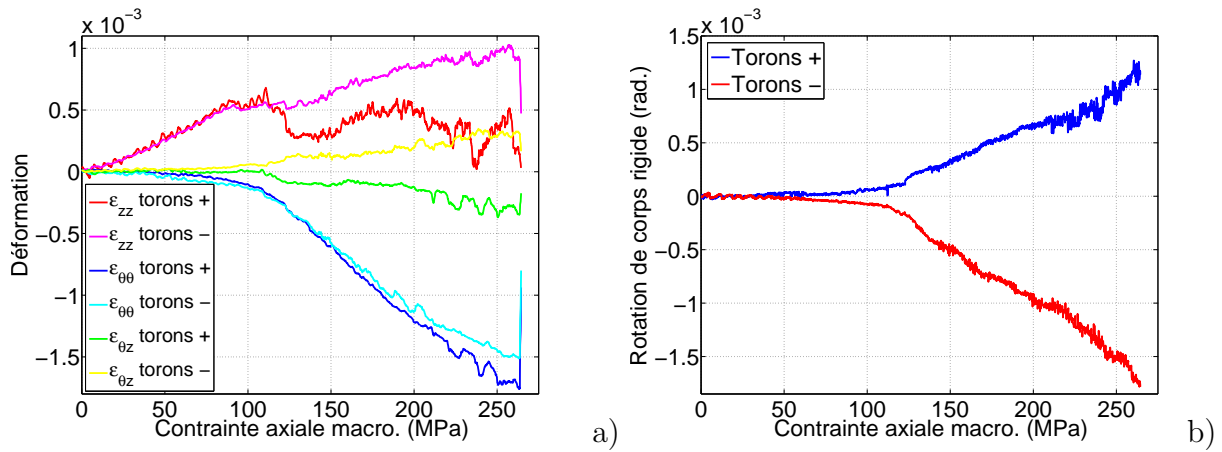


FIGURE IV.33 – Composantes des déformations de blocs a) et angles de rotation de corps rigide b) moyennés sur tous les blocs de torons de même orientation.

Conformément à ce qui a été établi précédemment, la rotation de corps rigide des blocs est de signe dépendant de l'orientation des torons. Sa valeur (figure IV.33 b)) est comparable à la déformation transverse des blocs, comme montré précédemment ((figure III.35)).

### Analyse globale

Une partie des fissures n'étant pas détectée, leur contribution est contenue dans celle des blocs. A cette différence près, l'essentiel de la déformation axiale après endommagement est portée par l'ouverture des fissures (figure IV.34 a)). Pour ce qui est de la déformation circonférentielle, le poids relatif de la contribution des blocs et de celle des interfaces est assez différent de celui obtenu à plus fort grandissement (figure III.40). L'essentiel de la déformation circonférentielle est dû à l'écrasement des blocs (ceux-ci représentaient environ 2/3 dans l'autre essai). Comme précédemment, la méthode est validée par le bon accord entre la somme de ces contributions et la déformation moyenne calculée aux contours de la zone étudiée.

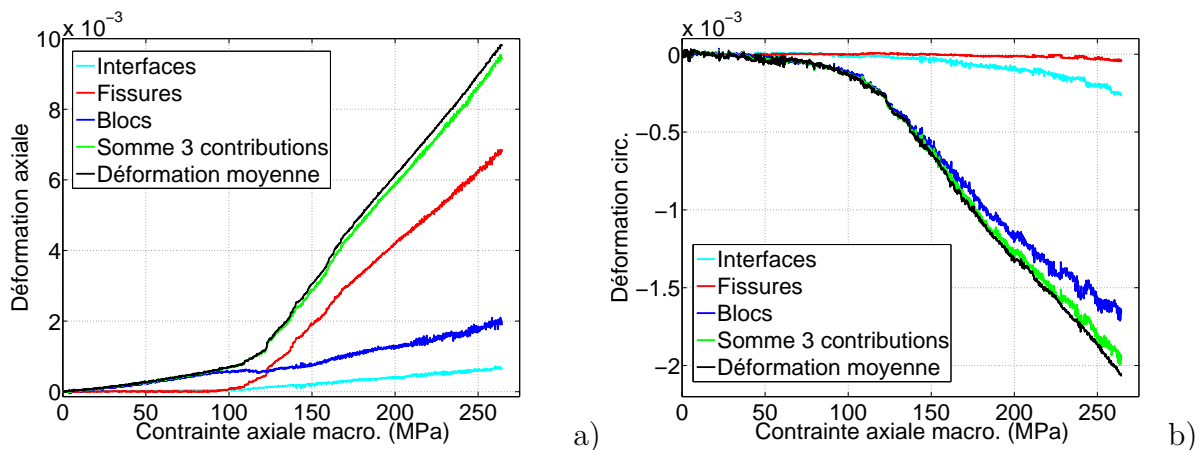


FIGURE IV.34 – Contributions des interfaces, blocs et fissures à la déformation totale; a) composante axiale et b) composante circonférentielle.

### **C.3 Conclusions**

L'application de cette méthode sur des images à une échelle plus grande est confrontée à quelques problèmes. Les déformations axiales des blocs semblent sujettes à des erreurs importantes, dues à la petite taille des blocs et à la non détection de certaines fissures peu ouvertes. Un certain nombre de résultats confirment cependant les conclusions tirées précédemment :

- L'ouverture de fissures moyenne peut être modélisée comme une fonction affine de la contrainte macroscopique, avec une assez bonne précision. Cette ouverture est purement normale.
- Les blocs matriciels ont une rotation de corps rigide dépendant de leur orientation de fibres, ce qui indique une réorientation des torons.
- La déformation axiale est majoritairement due à l'ouverture de fissures normales à la direction de chargement, et la déformation circonférentielle est majoritairement due à l'écrasement transverse des torons.

## D Flexion sur tube 200 mm

Un unique essai de flexion sur un tube de grande longueur a été réalisé, cet essai étant très consommateur de matière. Dans cette configuration, dite "200 mm", l'espacement entre les appuis extérieurs est de 195 mm et l'espacement entre les appuis centraux est de 61 mm. La machine d'essais est contrôlée en déplacement de la traverse (1 mm/minute). Le montage dans cette configuration est présenté sur la figure IV.35. Comme les essais en configuration "100 mm", l'essai est instrumenté par corrélation d'images numériques et émission acoustique. La plus grande échelle ne permet pas de réaliser de mesures de champs et on se limite à une mesure de la flèche (faible résolution, éclairage inhomogène).

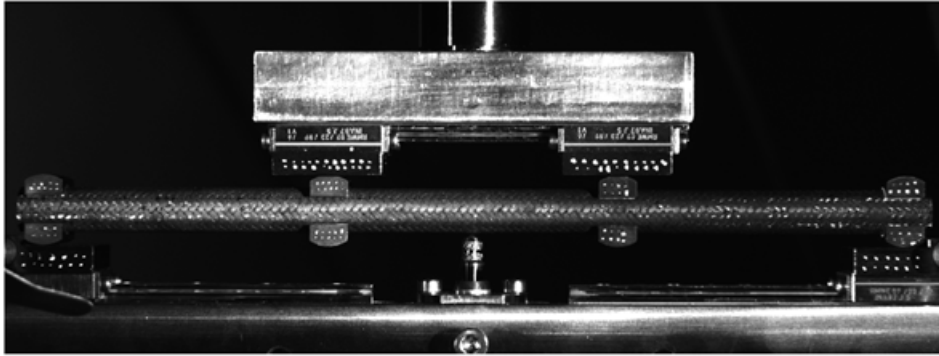


FIGURE IV.35 – Montage de flexion en position pour un essai "200 mm".

La forme de la courbe force-flèche est similaire à celle des essais "100 mm" (figure IV.36, à comparer à la figure II.28). La mesure par corrélation d'images et celle du capteur de déplacement sont en excellent accord. L'effort maximal atteint est de 580 N, correspondant à une flèche de 4,487 mm. La rupture se produit en zone centrale, à quelques millimètres de l'un des points d'appui.

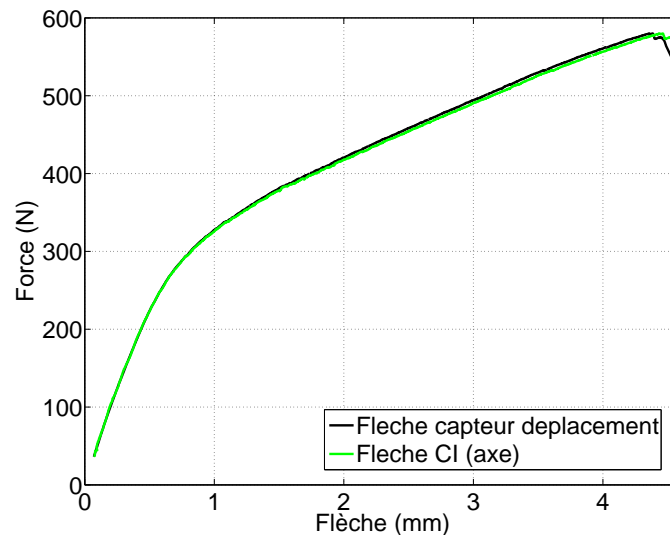


FIGURE IV.36 – Courbes flèche-force pour l'essai de flexion en configuration "200 mm".

Une comparaison intéressante entre cet essai et les résultats sur tubes de 100 mm est celle des courbes d'énergie d'émission acoustique cumulée normalisée. On utilise pour effec-

tuer cette comparaison la contrainte maximale sur la surface inférieure du tube, donnée par la résistance des matériaux (RDM) :  $\sigma = FLD/4I_z$ , avec  $L$  la longueur entre appuis,  $D$  le diamètre du tube,  $I_z$  le moment quadratique de la section et  $F$  la force appliquée. L'accord entre les deux essais est excellent (figure IV.37). On notera toutefois que l'endommagement s'étant développé aussi bien dans les zones en traction que dans celles en compression, le profil des contraintes est assez éloigné d'un profil linéaire et la contrainte ainsi évaluée par la RDM n'a probablement plus grand sens. Cette contrainte permet cependant une bonne comparaison des courbes d'émission acoustique, tant sur les seuils d'endommagement que sur les contraintes à rupture.

La contrainte de début d'endommagement (environ 140 MPa) est un peu plus élevée que celle évaluée en traction simple (120 MPa). La contrainte à rupture est toutefois bien plus élevée (environ 360 MPa) que celle déterminée en traction simple (270 MPa), et peut peut-être être rapprochée de la contrainte à rupture en compression ( $-385$  MPa) sachant que les ruptures se produisent en partie supérieure des tubes (côté en compression).

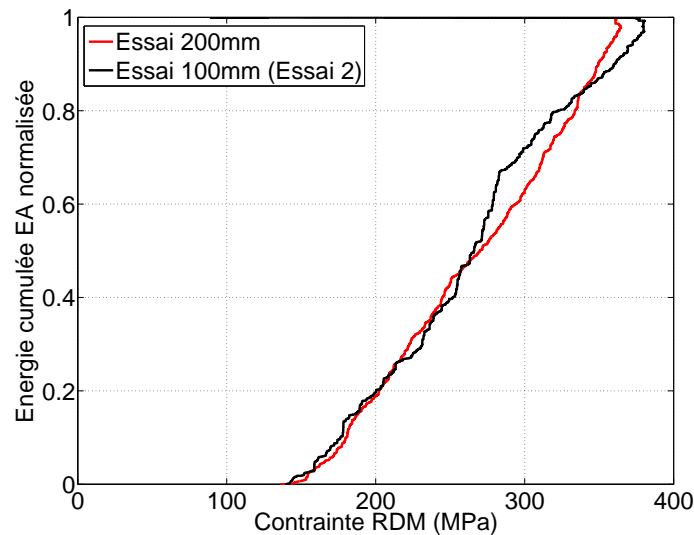


FIGURE IV.37 – Comparaison des courbes d'énergie EA cumulée normalisée en fonction de la contrainte maximale (théorie des poutres).

# Bibliographie

- B. K. AHN et W. A. CURTIN : Strain and hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45(2):177–209, 1997.
- G. AIELLO : *Utilisation des composites à matrice céramique SiC<sub>f</sub>/SiC comme matériau de structure de composants internes du tore d'un réacteur à fusion*. Thèse de doctorat, Université d'Evry Val d'Essonne, 2001.
- G. AIELLO et AL. : Modeling the mechanical behavior and design criteria for SiC<sub>f</sub>/SiC composite structures in fusion reactors. *Fusion Engineering and Design*, 65:77–88, 2003.
- L. ALLAIS, M. BORNERT, T. BRETHERAU et D. CALDEMAISON : Experimental characterization of the local strain field in an heterogeneous elastoplastic material. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(11):3865–3880, 1994.
- S. AMINI et F. W. ZOK : Full-field strain mapping of C-SiC composites for hypersonic applications. *In 18th International Conference on Composite Materials*, 2011.
- F. AMIOT, M. BORNERT, P. DOUMALIN, J.-C. DUPRÉ, M. FAZZINI, J.-J. ORTEU, C. POILÂNE, L. ROBERT, R. ROTINAT, E. TOUSSAINT, B. WATRISSE et J. S. WIENIN : Assessment of digital image correlation measurement accuracy in the ultimate error regime : main results of a collaborative benchmark. *Strain*, 49:483–496, 2013.
- G. ANZELOTTI, G. NICOLETTO et E. RIVA : Mesomechanic strain analysis of twill-weave composite lamina under unidirectional in-plane tension. *Composites : Part A*, 39:1294–1301, 2008.
- ASTM C 651 : Standard test method for flexural strength of manufactured carbon and graphite articles using four-point-loading at room temperature, 2000.
- X. AUBARD, J. LAMON et O. ALLIX : Model of the nonlinear mechanical behavior of 2D SiC-SiC chemical vapor infiltration composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 77(8):2118–2126, 1994.
- J. AVESTON et A. KELLY : Theory of multiple fracture of fibrous composites. *Journal of Materials Science*, 8:352–362, 1973.
- H. BALE, M. BLACKLOCK, M. R. BEGLEY, D. B. MARSHALL, B. N. COX et R. O. RITCHIE : Characterizing three-dimensional textile ceramic composites using synchrotron X-ray micro-computed-tomography. *Journal of the American Ceramic Society*, 95:392–402, 2012.

- H. R. BALE, A. HABOUB, A. A. MACDOWELL, J. R. NASIATKA, D. Y. PARKINSON, B. N. COX, D. B. MARSHALL et R. O. RITCHIE : Real-time quantitative imaging of failure events in materials under load at temperatures above 1,600°C. *Nature Materials*, 12:40–46, 2013.
- E. BARANGER, C. CLUZEL, P. LADEVÈZE et A. MOURET : Prédiction de la durée de vie des composites céramiques à matrice autocicatrisante : I - modélisation mécanique macroscopique de la fissuration. *In JNC 15*, 2007.
- J. BARUCHEL, J.-Y. BUFFIÈRE, E. MAIRE, P. MERLE et G. PEIX : *X-ray tomography in material science*. Hermes Science Publications, 2000.
- S. BASTE et C. ARISTÉGUI : Induced anisotropy and crack systems orientations of a ceramic composite under off-principal axis loading. *Mechanics of Materials*, 29:19–41, 1998.
- S. BERTRAND, F. FORIO, R. PAILLER et J. LAMON : Hi-Nicalon/SiC minicomposites with (Pyrocarbon/SiC)<sub>n</sub> nanoscale multilayered interphases. *Journal of the American Ceramic Society*, 82:2465–2473, 1999.
- A. E. BOGDANOVICH, M. KARAHAN, S. V. LOMOV et I. VERPOEST : Quasi-static tensile behavior and damage of carbon/epoxy composite reinforced with 3D non-crimp orthogonal woven fabric. *Mechanics of Materials*, 62:14–31, 2013.
- M. BORNERT : *Morphologie microstructurale et comportement mécanique ; caractérisations expérimentales, approches par bornes et estimations autocohérentes généralisées*. Thèse de doctorat, École Nationale des Ponts et Chaussées, 1996.
- M. BORNERT : Evaluation métrologique d’algorithmes de corrélation d’images numériques. *In 18<sup>e</sup> Congrès Français de Mécanique*, 2007.
- M. BORNERT, T. BRETHERAU et P. GILORMINI : *Homogenisation en mécanique des matériaux*, volume I : Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques. Hermes Science Publications, 2001.
- M. BORNERT, F. BRÉMAND, P. DOUMALIN, J.-C. DUPRÉ, M. FAZZINI, M. GRÉDIAC, F. HILD, S. MISTOU, J. MOLIMARD, J.-J. ORTEU, L. ROBERT, Y. SURREL, P. VACHER et B. WATTRISSE : Assessment of digital image correlation measurement errors : Methodology and results. *Experimental Mechanics*, 49:353–370, 2009.
- M. BORNERT, F. VALÈS, H. GHARBI et D. Nguyen MINH : Multiscale full-field strain measurements for micromechanical investigation of the hydromechanical behaviour of clayey rocks. *Strain*, 46:33–46, 2010.
- M. BOURCIER, M. BORNERT, A. DIMANOV, E HÉRIPRÉ et J. L. RAPHANEL : Multiscale experimental investigation of crystal plasticity and grain boundary sliding in synthetic halite using digital image correlation. *Journal of Geophysical Research*, 118:511–526, 2013.
- A. BOURSIN, J.-L. CHABOCHE et F. ROUDOLFF : Mécanique de l’endommagement avec conditions unilatérales et stockage d’énergie élastique. *C. R. Acad. Sci. Paris*, 323:369–376, 1996.

- J. BRAUN : *Conséquences des interactions chimiques résultantes de l'utilisation d'un matériau en composite SiC/SiC dans un environnement caractéristique des réacteurs nucléaires du futur*. Thèse de doctorat, Université Paris VI, 2014.
- E. BUET, C. SAUDER, S. POISSONNET, P. BRENDER, R. GADIOU et C. VIX-GUTERL : Influence of chemical and physical properties of the last generation of silicon carbide fibres on the mechanical behaviour of SiC/SiC composite. *Journal of the European Ceramic Society*, 32:547–557, 2012.
- A. R. BUNSELL et A. PIANT : A review of the development of three generations of small diameter silicon carbide fibres. *Journal of Materials Science*, 41:823–839, 2006.
- A. BURR, F. HILD et F. A. LECKIE : Continuum description and damage in ceramic-matrix composites. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 16(1):53–78, 1997.
- A. BURR, F. HILD et F. A. LECKIE : On the mechanical behavior under cyclic loading of ceramic matrix composites. *Materials Science & Engineering A*, 250:256–263, 1998.
- V. CALARD et J. LAMON : A probabilistic-statistical approach to the ultimate failure of ceramic-matrix composites - part I : Experimental investigation of 2D woven SiC/SiC composites. *Composites Science and Technology*, 62:385–393, 2001.
- G. CAMUS : Modelling of the mechanical behavior and damage processes of fibrous ceramic matrix composites : application to a 2-D SiC/SiC. *International Journal of Solids and Structures*, 37:919–942, 2000.
- E. CASTELIER : Identification d'un modèle de comportement mécanique pour les tubes de composite SiC/SiC. Note technique, CEA, 2011.
- E. CASTELIER, L. GÉLÉBART, C. LACOUR et C. LANTUÉJOU : Three consistent approaches of the multiple cracking process in 1D composites. *Composites Science and Technology*, 70:2146–2153, 2010.
- O. CATY, P. IBARROULE, M. HERBRETEAU, F. REBILLAT, E. MAIRE et G. L. VIGNOLES : Application of X-ray computed micro-tomography to the study of damage and oxidation kinetics of thermostructural composites. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B : Beam Interactions with Materials and Atoms*, 324:113–117, 2014.
- P. CELCE, F. BERNACHY-BARBE, L. GÉLÉBART et C. SAUDER : Développement d'un montage de flexion sur tubes : Mode opératoire et résultats d'essais sur composites SiC/SiC. Note technique, CEA, 2013.
- J.-L. CHABOCHE : Development of continuum damage mechanics for elastic solids sustaining anisotropic and unilateral damage. *International Journal of Damage Mechanics*, 2:311–329, 1993.
- J.-L. CHABOCHE et J.-F. MAIRE : New progress in micromechanics-based CDM models and their application to CMCs. *Composites Science and Technology*, 61:2239–2246, 2001.
- J.-L. CHABOCHE et J.-F. MAIRE : A new micromechanics based CDM model and its application to CMC's. *Aerospace Science and Technology*, 6:131–145, 2002.



- C. CHATEAU : *Analyse expérimentale et modélisation micromécaniques du comportement élastique et de l'endommagement de composites SiC/SiC unidirectionnels*. Thèse de doctorat, École Polytechnique, 2011.
- C. CHATEAU, L. GÉLÉBART, M. BORNERT, J. CRÉPIN, E. BOLLER, C. SAUDER et W. LUDWIG : In situ X-ray microtomography characterization of damage in SiC<sub>f</sub>/SiC minicomposites. *Composites Science and Technology*, 71:916–924, 2011.
- C. CHATEAU, L. GÉLÉBART, M. BORNERT, J. CRÉPIN, D. CALDEMAISON et C. SAUDER : Modeling of damage in unidirectional ceramic matrix composites and multi-scale experimental validation on third generation SiC/SiC minicomposites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 63:298–319, 2014.
- C. CLUZEL, E. BARANGER, P. LADEVÈZE et A. MOURET : Mechanical behaviour and lifetime modelling of self-healing ceramic-matrix composites subjected to thermomechanical loading in air. *Composites : Part A*, 40(8):976–984, 2009.
- G. COUÉGNAT : *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2008.
- W. A. CURTIN : Exact theory of fibre fragmentation in a single-filament composite. *Journal of Materials Science*, 26:5239–5253, 1991.
- C. DUPIN, C. COUÉGNAT et G. CAMUS : Modélisation macroscopique du comportement mécanique des composites à matrice céramique. In *Comptes rendus des JNC 17*, 2011.
- J. ELYAGOUBI : *Effet de l'endommagement mécanique sur les propriétés thermiques de composites à matrice céramique : approche multiéchelle*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2011.
- J. ELYAGOUBI, J. LAMON, J.-C. BATSALÉ et M. LE FLEM : Damage induced evolution of the thermal diffusivity of SiC/SiC composite. In *Residual Stress, Thermomechanics & Infrared Imaging, Hybrid Techniques and Inverse Problems, Volume 8*, pages 187–197. Springer International Publishing, 2014.
- A. G. EVANS, J.-M. DOMERGUE et E. VAGAGGINI : Methodology for relating the tensile constitutive behavior of ceramic-matrix composites to constituent properties. *Journal of the American Ceramic Society*, 77(6):1425–1435, 1994.
- A. G. EVANS et D. B. MARSHALL : The mechanical behavior of ceramic matrix composites. *Acta Metallurgica*, 37(10):2567–2583, 1989.
- A. G. EVANS et F. W. ZOK : The physics and mechanics of fibre-reinforced brittle matrix composites. *Journal of Materials Science*, 29:3857–3896, 1994.
- S. FOREST, M. AMESTOY, S. CANTOURNET, G. DAMAMME, S. KRUCH, V. MAUREL et D. RYCKELYNCK : *Mécanique des milieux continus*. Ecole des Mines de Paris, 2008.
- P. FORIO : *Comportement thermomécanique et durée de vie d'un composite SiC/SiC à matrice séquencée et autocatrisante*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2000.

- M. R. C. FOUINNETEAU et A. K. PICKETT : Shear mechanism modelling of heavy tow braided composites using a meso-mechanical damage model. *Composites : Part A*, 38: 2294–2306, 2007.
- A. GASSER, P. LADEVÈZE et M. POSS : Damage mechanisms of a woven SiC/SiC composite : modelling and identification. *Composites Science and Technology*, 56:779–784, 1996.
- G. M. GENIN et J. W. HUTCHINSON : Composite laminates in plane stress : constitutive modeling and stress redistribution due to matrix cracking. *Journal of the American Ceramic Society*, 80(5):1245–1255, 1997.
- L. GÉLÉBART : Periodic boundary conditions for the numerical homogenization of composite tubes. *Comptes Rendus Mécanique*, 339:12–19, 2011.
- L. GÉLÉBART, C. CHATEAU, M. BORNERT, J. CRÉPIN et E. BOLLER : X-ray tomographic characterization of the macroscopic porosity of chemical vapor infiltration SiC/SiC composites : effects on the elastic behavior. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 7(3):348–360, 2010.
- N. GODIN, P. REYNAUD, M. R’MILI, G. FANTOZZI et J. LAMON : De l’émission acoustique à l’endommagement des composites. In *MECAMAT - Aussois*, 2011.
- C. GOIDESCU, H. WELEMANE, D. KONDO et C. GRUESCU : Microcracks closure effects in initially orthotropic materials. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 37:172–184, 2013.
- M. GRÉDIAC et F. HILD : *Mesures de champs et identification en mécanique des solides*. Hermes Science, 2011.
- E. GRIPPON : *Endommagement et microfissuration d’un composite à matrice céramique tissé 3D : approche multi-échelle et évaluation ultrasonore*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2013.
- L. GUILLAUMAT : *Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 1994.
- S. A. HALL, M. BORNERT, J. DESRUES, Y. PANNIER, N. LENOIR, G. VIGGIANI et P. BÉ-SUELLE : Discrete and continuum analysis of localised deformation in sand using X-ray  $\mu$ CT and volumetric digital image correlation. *Géotechnique*, 5:315–322, 2010.
- D. HALM et A. DRAGON : An anisotropic model of damage and frictional sliding for brittle materials. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 17(3):439–460, 1998.
- A.-M. HARTE et N. A. FLECK : On the mechanics of braided composites in tension. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 19:259–275, 2000.
- S. HUGUET : *Application de classificateurs aux données d’émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d’endommagement dans les composites à matrice polymère*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2002.

- J. W. HUTCHINSON et H. M. JENSEN : Models of fiber debonding and pullout in brittle composites with friction. *Mechanics of Materials*, 9:139–163, 1990.
- D. IVANOV, S. IVANOV, S. LOMOV et I. VERPOEST : Strain mapping analysis of textile composites. *Optics and Lasers in Engineering*, 47:360–370, 2009.
- A. IVEKOVIĆ, S. NOVAK, G. DRAŽIĆ, D. BLAGOEVA et S. Gonzalez de VICENTE : Current status and prospects of SiC<sub>f</sub>/SiC for fusion structural applications. *Journal of the European Ceramic Society*, 33(10):1577–1589, 2013.
- H. JIN et H. A. BRUCK : Pointwise digital image correlation using genetic algorithms. *Experimental Techniques*, 39:36–39, 2005.
- A. S. KADDOUR, M. J. HINTON et P. D. SODEN : Behaviour of  $\pm 45^\circ$  glass/epoxy filament wound composite tubes under quasi-static equal biaxial tension - compression loading : experimental results. *Composites : Part B*, 34:689–704, 2003.
- A. C. KAK et M. SLANEY : *Principles of Computerized Tomographic Imaging*. IEEE Press, 1988.
- Y. KATOH, K. OZAWA, C. SHIH, T. NOZAWA, R. J. SHINAVSKI, A. HASAGAWA et L. L. SNEAD : Continuous SiC fiber, CVI SiC matrix composites for nuclear applications : Properties and irradiation effects. *Journal of Nuclear Materials*, 448:448–476, 2014.
- J. KIMMEL, N. MIRIYALA, J. PRICE, K. MORE, P. TORTORELLI, H. EATON, G. LINSEY et E. SUN : Evaluation of CFCC liners with EBC after field testing in a gas turbine. *Journal of the European Ceramic Society*, 22:2769–2775, 2002.
- V. KOSTOPOULOS, T. H. LOUATAS, A. KONTSOS, G. SOTIRIADIS et Y. Z. PAPPAS : On the identification of the failure mechanisms in oxide/oxide composites using acoustic emission. *NDT&E International*, 36:571–580, 2003.
- J. LAMON : A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 61:2259–2272, 2001.
- F. LAMOUREUX, X. BOURRAT et R. NASLAIN : Silicon carbide infiltration of porous C-C composites for improving oxidation resistance. *Carbon*, 33(4):525–535, 1995.
- J. LEMAITRE, J.-L. CHABOCHE, A. BENALLAL et R. DESMORAT : *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2009.
- C. LESTRINGANT : Numerical homogenisation of the mechanical behavior of SiC/SiC composites. Rapport, Master SMCD - École des Ponts ParisTech, 2011.
- C. K. LEUNG, G. W. MELENKA, D. S. NOBES et J. P. CAREY : The effect on elastic modulus of rigid-matrix tubular composite braid radius and braid angle change under tensile loading. *Composite Structures*, 100:135–143, 2013.
- P. LIPETZKY, G. J. DVORAK et N. S. STOLOFF : Tensile properties of a SiC<sub>f</sub>/SiC composite. *Materials Science & Engineering, A : Structural Materials : Properties, Microstructure and Processing*, 216:11–19, 1996.

- N. LISSART et J. LAMON : Damage and failure in ceramic matrix minicomposites : experimental study and model. *Acta Materialia*, 45(3):1025–1044, 1997.
- S. V. LOMOV, Ph. BOISSE, E. DELUYCKER, F. MORESTIN, K. VANCLOOSTER, D. VANDEPITTE, I. VERPOEST et A. WILLEMS : Full-field strain measurements in textile deformability studies. *Composites : Part A*, 39:1232–1244, 2008.
- V. A. LUBARDA et D. KRAJGINOVIC : Damage tensors and the crack density distribution. *International Journal of Solids and Structures*, 30(20):2859–2877, 1993.
- C. S. LYNCH et A. G. EVANS : Effects of off-axis loading on the tensile behavior of a ceramic-matrix composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 79(12):3113–3123, 1996.
- J.-F. MAIRE et P.-M. LESNE : A damage model for ceramic matrix composites. *Aerospace Science and Technology*, 4:259–266, 1997.
- J.-F. MAIRE et P.-M. LESNE : An explicit damage model for the design of composites structures. *Composites Science and Technology*, 58:773–778, 1998.
- J.-F. MAIRE et D. PACOU : Essais de traction-compression-torsion sur tubes composites céramique-céramique. *In JNC 10*, 1996.
- L. MARCIN : *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 Bordeaux I, 2010.
- L. MARCIN, N. CARRÈRE, F. LAURIN, A. MOURET, E. MARTIN et J. F. MAIRE : Stratégies de calcul robustes pour l'étude de la tenue de structures CMC. *In JNC 15*, 2007.
- L. MARCIN, J.-F. MAIRE et N. CARRÈRE : Development of a macroscopic damage model for woven ceramic matrix composites. *International Journal of Damage Mechanics*, 20:939–957, 2011.
- M. MOEVUS, N. GODIN, M. R'MILI, D. ROUBY, P. REYNAUD, G. FANTOZZI et G. FARIZY : Analysis of damage mechanisms and associated acoustic emission in two SiC<sub>f</sub>/[Si-B-C] composites exhibiting different tensile behaviours. part II : Unsupervised acoustic emission data clustering. *Composites Science and Technology*, 68:1258–1265, 2008.
- E. V. MOROZOV : The effect of filament-winding mosaic patterns on the strength of thin-walled composite shells. *Composite Structures*, 76:123–129, 2006.
- G. N. MORSCHER : Modal acoustic emission of damage accumulation in a woven SiC/SiC composite. *Composites Science and Technology*, 59:687–697, 1999.
- G. N. MORSCHER : Stress-dependent matrix cracking in 2D woven SiC-fiber reinforced melt-infiltrated SiC matrix composites. *Composites Science and Technology*, 64:1311–1319, 2004.
- G. N. MORSCHER : Modeling the elastic modulus of 2D woven CVI SiC composites. *Composites Science and Technology*, 66:2804–2814, 2006.

- G. N. MORSCHER et A. L. GYEKENYESI : The velocity and attenuation of acoustic emission waves in SiC/SiC composites loaded in tension. *Composites Science and Technology*, 62:1171–1180, 2002.
- G. N. MORSCHER, M. SINGH, J. Douglas KISER, M. FREEDMAN et R. BHATT : Modeling stress-dependent matrix cracking and stress-strain behavior in 2D woven SiC fiber reinforced CVI SiC composites. *Composites Science and Technology*, 67:1009–1017, 2007.
- H. MOULINEC et P. SUQUET : A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructures. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 157:69–94, 1998.
- R. NASLAIN : Fiber-matrix interphases and interfaces in ceramic matrix composites processed by CVI. *Composites Interfaces*, 1:143–156, 1993.
- R. NASLAIN : The design of fibre-matrix interfacial zone in ceramic matrix composites. *Composites : Part A*, 29A:1145–1155, 1998.
- R. NASLAIN : Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors : an overview. *Composites Science and Technology*, 64:155–170, 2004.
- R. R. NASLAIN : SiC-matrix composites : Nonbrittle ceramics for thermo-structural applications. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2:75–84, 2005.
- NF EN 12788 : Céramiques techniques avancées - propriétés mécaniques des céramiques composites à haute température sous atmosphère inerte - détermination de la résistance en flexion, 2006.
- NF EN 658-3 : Céramiques techniques avancées - propriétés mécaniques des céramiques composites à température ambiante - partie 3 : Détermination de la résistance en flexion, 2002.
- NF EN ISO 14125 : Composites plastiques renforcés de fibres - détermination des propriétés de flexion, 1998.
- G. NICOLETTO, G. ANZELOTTI et E. RIVA : Mesoscopic strain fields in woven composites : experiments vs finite element modeling. *Optics and Lasers in Engineering*, 47:352–359, 2009.
- T. NOZAWA, K. OZAWA, Y.-B. CHOI, A. KOHYAMA et H. TANIGAWA : Determination and prediction of axial/off-axial mechanical properties of SiC/SiC composites. *Fusion Engineering and Design*, 87:803–807, 2013a.
- T. NOZAWA, K. OZAWA et H. TANIGAWA : Re-defining failure envelopes for silicon carbide composites based on damage process analysis by acoustic emission. *Fusion Engineering and Design*, In Press, 2013b.
- J. PAILHES, G. CAMUS et J. LAMON : A constitutive model of the mechanical behavior of a 3D C/C composite. *Mechanics of Materials*, 34:161–177, 2002.

- V. PENSÉE, D. KONDO et L. DORMIEUX : Micromechanical analysis of anisotropic damage in brittle materials. *Journal of Engineering Mechanics*, 128:889–897, 2002.
- T. H. PHAM : Caractérisation mécanique des tubes SiC/SiC - analyse de la microstructure des composites avec la tomographie. Mémoire de master, École Polytechnique, 2011.
- P. PLUVINAGE, A. PARVIZI-MAJIDI et T. W. CHOU : Damage characterization of two-dimensional woven and three dimensional braided SiC-SiC composites. *Journal of Materials Science*, 31:232–241, 1996.
- J. POISSANT et F. BARTHELAT : A novel "subset splitting" procedure for digital image correlation on discontinuous displacement fields. *Experimental Mechanics*, 50:353–364, 2010.
- J.-N. PÉRIÉ, S. CALLOCH, C. CLUZEL et F. HILD : Analysis of a multiaxial test on a C/C composite by using digital image correlation and a damage model. *Experimental Mechanics*, 42(3):318–328, 2002.
- J.-N. PÉRIÉ, H. LECLERC, S. ROUX et F. HILD : Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification. *International Journal of Solids and Structures*, 46:2388–2396, 2009.
- A. W. PRYCE et P. SMITH : Modelling the stress/strain behavior of unidirectional ceramic matrix composite laminates. *Journal of Materials Science*, 27:2695–2704, 1992.
- L. QIN, Z. ZHANG, Z. FENG, X. LI, Y. YANG, Y. WANG, H. MIAO, L. HE et X. GONG : Full-field analysis of notch effects of 3D carbon/carbon composites. *Journal of Materials Science*, 48:3454–3460, 2013.
- L. QIN, Z. ZHANG, X. LI, X. YANG, Z. FENG, Y. WANG, H. MIAO, L. HE et X. GONG : Full-field analysis of shear test on 3D orthogonal C/C composites. *Composites : Part A*, 43:310–316, 2012.
- V. P. RAJAN, M. N. ROSSOL et F. W. ZOK : Optimization of digital image correlation for high-resolution strain mapping of ceramic composites. *Experimental Mechanics*, 52:1407–1421, 2012.
- E. ROHMER : *Caractérisation et modélisation mécanique de tubes composites SiC/SiC*. Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2013.
- J. ROUSSEAU, D. PERREUX et N. VERDIÈRE : Motifs d'enroulement et endommagement dans les composites Verre/Époxy. *Mécanique Industrielle et Matériaux*, 50(3):155–158, 1997.
- J. RÉTHORÉ, F. HILD et S. ROUX : Extended digital image correlation with crack shape optimization. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 73:248–272, 2008.
- C. SAUDER, A. BRUSSON et J. LAMON : Influence of interface characteristics on the mechanical properties of Hi-Nicalon type-S or Tyranno-SA3 fiber-reinforced SiC/SiC mini-composites. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 7:291–303, 2010.

- C. SAUDER, C. LORRETTE, A. MICHAUX, A. COUPÉ, L. CHAFFRON et J.-L. SERAN : Composites SiC<sub>f</sub>/SiC pour applications nucléaires. *In Atelier GEDEPEON MATINEX*, 2012.
- C. E. SMITH, G. N. MORSCHER et Z. H. XIA : Monitoring damage accumulation in ceramic matrix composites using electrical resistivity. *Scripta Materialia*, 59(4):463 – 466, 2008.
- R. TALREJA et C. V. SINGH : *Damage and failure analysis of composite materials*. Cambridge University Press, 2012.
- S. W. TSAI et E. M. WU : A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 5:58, 1971.
- I. J. van ROOYEN : Pre-irradiation testing and analysis to support the LWRS hybrid SiC-CMC-Zircaloy-4 unfueled rodlet irradiation. Note technique, Idaho National Laboratory, 2013.
- Q. D. YANG, K. L. RUGG, B. N. COX et D. B. MARSHALL : Evaluation of macroscopic and local strains in a three-dimensional woven C/SiC composite. *Journal of the American Ceramic Society*, 88:719–725, 2005.
- K. YUEH et K. A. TERRANI : Silicon carbide composite for light water reactor fuel assembly applications. *Journal of Nuclear Materials*, In Press, 2014.
- M. ZABIÉGO : Synthèse des situations de fonctionnement de l'aiguille filière du RNR-G à gainage CMC. Note technique, CEA, 2011.
- M. ZABIÉGO, C. SAUDER, C. LORRETTE et P. GUEDENEY : Brevet d'invention 2 978 697 A1 : Tube multicouche amélioré en matériau composite à matrice céramique, gaine de combustible nucléaire en résultant et procédés de fabrication associés, Février 2013.





## **Caractérisation des mécanismes d'endommagement et modélisation du comportement mécanique sous chargements multi-axiaux de tubes composites SiC/SiC**

**RESUME :** Les composites SiC/SiC sont envisagés comme matériaux pour des composants de cœur de réacteurs nucléaires du futur. Le dimensionnement de ces structures par la simulation numérique repose sur une modélisation du comportement mécanique de ces matériaux. Ces travaux visent à améliorer la compréhension de leurs mécanismes de déformation afin de construire une loi de comportement à même de prédire la réponse du matériau sous chargements complexes. Une caractérisation approfondie du comportement macroscopique de tubes SiC/SiC multicouches - similaires aux concepts de gaines de combustibles - a été entreprise, par des essais de traction-pression interne, traction-torsion et flexion multi-instrumentés, et a permis de constituer une importante base expérimentale pour la compréhension des mécanismes d'endommagement et l'identification de modèles. Des observations in-situ et après rupture ont permis de quantifier l'orientation des fissures matricielles observées en surface en fonction du type de chargement appliqué. Des mesures de champs de déplacement par Corrélation d'Images Numériques à l'échelle d'un motif du textile ont permis d'apporter des informations fines sur la cinématique de la surface du composite, telles que l'ouverture des fissures ou la déformation des fragments matriciels. Ces mesures ont également permis de mettre en évidence l'importance de la réorientation des torons dans la direction de chargement, mécanisme pouvant expliquer certaines spécificités du comportement macroscopique du fait de son couplage avec la fissuration matricielle. Enfin, ces différentes données expérimentales ont permis de construire un modèle phénoménologique, identifiable sur quatre essais uniaxiaux, permettant de prédire de manière satisfaisante le comportement macroscopique sous divers chargements bi-axés. L'accord de certaines quantités locales, telles que les caractéristiques de la fissuration en traction, a également été vérifié.

**Mots clés :** Composites à Matrice Céramique, Essais multi-axiaux, Endommagement

### **Characterization of the deformation mechanisms and modelling of the mechanical behaviour under multi-axial loadings of SiC/SiC composite tubes**

**ABSTRACT :** SiC/SiC composites are candidate materials for in-core components of future nuclear reactors. The analysis of these structures using numerical simulations requires material constitutive laws. The present work focuses on understanding the deformation mechanisms of these materials in order to build a constitutive model able to predict their stress-strain response under complex loadings. An extensive characterization of the mechanical behaviour of SiC/SiC multi-layered tubes – similar to fuel cladding concepts - was carried out, using tension-internal pressure, tension-torsion and bending tests, that allowed to build an important experimental basis for the understanding of the mechanisms and the identification of constitutive laws. In-situ and post-failure observations have allowed quantifying the orientation of surface matrix cracks as a function of the loading type. Full-field measurements using Digital Image Correlation at the tow scale brought precise information on the composite surface kinematics, such as the crack opening or the deformation of the matrix fragments. These measurements also evidence the importance of the tow reorientation, that could explain specific features of the macroscopic behaviour because of its coupling with matrix cracking. Finally, these experimental data allowed to build a constitutive model, identified on only four uniaxial tests, able to predict satisfactorily the macroscopic behaviour under several biaxial loadings. The correct prediction of local quantities, such as the characteristics of the matrix cracking in tension, has also been verified.

**Keywords :** Ceramic Matrix Composites, Multi-axial tests, Damage