



**HAL**  
open science

# Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D : Application à la conception de réservoirs GNV

Mamadou Abdoul Mbacke

► **To cite this version:**

Mamadou Abdoul Mbacke. Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D : Application à la conception de réservoirs GNV. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0060 . pastel-00960667

**HAL Id: pastel-00960667**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00960667>**

Submitted on 18 Mar 2014

**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 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*

**Mamadou Abdoul MBACKE**

le 20 Décembre 2013 à 10h

**Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D : Application à la conception de réservoirs GNV**

Directeurs de thèse : **J. RENARD** et **A. THIONNET**

**Jury**

**M. SALVIA**, Maître de Conférences HDR, LTDS, Ecole Centrale Lyon

**M. DRISSI-HABTI**, Directeur de recherche HDR, IFSTTAR Nantes

**A. TCHARKHTCHI**, Professeur, ENSAM Paris

**J.-P. MATTEI**, Président société DJP

**J. RENARD**, Directeur de recherche HDR, Mines ParisTech

**A. THIONNET**, Professeur, Université de Bourgogne, DIJON

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Directeur de thèse

Directeur de thèse

**MINES ParisTech**  
**Centre des Matériaux**

CNRS UMR 7633 / BP 87, F91003 Evry Cedex

**T  
H  
È  
S  
E**



# Remerciements

Tout d'abord, je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury pour avoir accepté d'évaluer mon travail de thèse.

Je remercie chaleureusement Michelle SALVIA et Monssef DRISSI-HABTI d'avoir accepté d'être rapporteurs de ma thèse. Merci pour les rapports très détaillés, confirmant l'intérêt porté sur le sujet.

Mes remerciements vont également à Abbas TCHARKHTCHI pour avoir accepté d'être examinateur malgré les contraintes de temps ainsi que pour les discussions et les encouragements lors des réunions du projet SAGANE.

Je remercie beaucoup Jean-Pierre MATTEI ainsi que l'ensemble du personnel de DJP dont Victor pour la disponibilité et la promptitude dans la fourniture des matériaux de l'étude et des informations sur le procédé de mise en forme.

Des remerciements appuyés vont également à mes deux directeurs de thèse Jacques RENARD et Alain THIONNET.

Merci à Jacques pour m'avoir fait aimer les matériaux composites depuis le projet de stage du Mastère CoMaDiS (Comportement des Matériaux et Dimensionnement des Structures) avec le soudage des composites à matrice thermoplastique. Merci également pour la confiance accordée tout au long de cette période et pour les orientations et suggestions qui ont été très utiles pour mener à bien la thèse.

De même, je remercie Alain THIONNET pour la disponibilité et les échanges sur les différents thèmes abordés dans la thèse ainsi que pour les conseils prodigués pour améliorer le travail.

J'en profite pour remercier également les autres partenaires du projet SAGANE dont Mme FARZANEH, Amélie BARON.

Une mention spéciale ira aux responsables techniques de l'équipe CAM, à savoir Yves FAVRY et Jean-Christophe TEISSEDRE. Leur disponibilité et leur réactivité m'ont permis de réaliser avec beaucoup de facilité et d'autonomie les différentes études expérimentales.

Je remercie aussi Sébastien JOANNES et Ponsak NINDUM pour leur disponibilité et les discussions fort intéressantes qui ont permis de résoudre plus facilement certains problèmes rencontrés.

Mes remerciements vont également à l'ensemble des collègues de l'équipe CAM (Adrien, Baramee, Naruepon, Ekkarin, Rim, Laurent, Arruck) et à Georges Somoh KAMGAING et Mamane Maragouna OUMAROU à qui j'adresse un "grand" merci.

Je ne saurais oublier mes collègues de bureau qui ont permis de travailler dans une bonne ambiance. Merci à Wassim TRABELSI, à Yassine ZERALLI et à Maya GEAGEA.

Je remercie également Liliane LOCICERO dont la disponibilité a facilité les démarches administratives et à qui je souhaite une belle retraite bien méritée.

De même, je remercie tout le personnel du centre des matériaux d'Evry avec qui j'ai partagé ces moments passés au centre. Et parmi eux, je remercie Kaïs AMMAR, Jonathan RICARD, Djamel, Damien, Franck du Camer, Hicham, Régis, Odile, Cathérine, Ziradjoudine, Véronique, Konaly, Olivier, Grégory...

Parallèlement, je remercie les proches dont le soutien moral a été d'une grande utilité pour arriver au bout de cette belle aventure. Je veux citer Abou Oumar BA, Mamadou Abdoulaye THIAW et Alice THIAW.

Enfin, je remercie toutes les personnes m'ayant soutenu de près ou de loin durant tout mon parcours académique, ce long chemin à la quête du savoir : mes parents en premier, Dabbel Houraye, mes frères et soeurs, Monsieur Mahmoudou MBACKE, mes amis et toute ma famille au sens africain et sénégalais.

*A ma mère Cira A. D. BA, ma source de motivation*

*Et à ma grand-mère Aïssata B. MBACKE*



# Table des matières

<b>1</b>	<b>Introduction générale</b>	<b>9</b>
	Introduction générale	11
<b>2</b>	<b>Contexte et Matériaux d'étude</b>	<b>15</b>
2.1	Contexte industriel . . . . .	17
2.1.1	Point sur l'utilisation des véhicules GNV . . . . .	17
2.1.2	Aspect environnemental . . . . .	18
2.1.3	Aspect Législatif et réglementaire . . . . .	18
2.1.4	Objectifs industriels du projet . . . . .	18
2.2	Matériaux d'étude . . . . .	20
2.2.1	Généralités sur les composites textiles . . . . .	20
2.2.2	Composite tressé 3D en fibres de verre . . . . .	23
2.2.2.1	Elaboration . . . . .	23
2.2.2.2	Microstructure . . . . .	25
2.2.2.3	Taux de fibres . . . . .	27
2.2.3	Composites en fibres de carbone . . . . .	27
<b>3</b>	<b>Etude expérimentale du comportement mécanique</b>	<b>31</b>
3.1	Comportement élastique linéaire des composites textiles . . . . .	33
3.2	Identification des propriétés mécaniques . . . . .	34
3.2.1	Caractérisation du composite tressé 3D en fibres de verre . . . . .	34
3.2.1.1	Essais de traction . . . . .	34
3.2.1.2	Essais de compression . . . . .	46
3.2.1.3	Essais de flexion sur appuis rapprochés . . . . .	49
3.2.1.4	Identification de la matrice de rigidité . . . . .	52
3.2.2	Caractérisation des composites en fibres de carbone . . . . .	54
3.3	Conclusion . . . . .	57
<b>4</b>	<b>Etude expérimentale de l'endommagement</b>	<b>59</b>
4.1	Introduction : Définition des mécanismes d'endommagement observés . . . . .	61
4.2	Procédure expérimentale d'analyse des mécanismes d'endommagement . . . . .	64
4.2.1	Diagnostic des éprouvettes endommagées . . . . .	64
4.2.2	Suivi de l'endommagement par une analyse optique in situ : utilisation d'une caméra . . . . .	66
4.2.3	Suivi de l'endommagement par émission acoustique . . . . .	73
4.3	Conclusion . . . . .	80

<b>5</b>	<b>Modèle prédictif du comportement d'un composite tressé 3D</b>	<b>81</b>
5.1	Approche générale et cadre de l'étude . . . . .	83
5.1.1	Modélisation des composites textiles : revue bibliographique . . . . .	83
5.1.1.1	Modèles analytiques . . . . .	83
5.1.1.2	Modèles numériques . . . . .	85
5.1.2	Technique d'homogénéisation . . . . .	86
5.2	Prédiction des propriétés des torons : Homogénéisation à l'échelle microscopique .	89
5.2.1	Approche analytique . . . . .	91
5.2.2	Volumes extraits de la microstructure : Essais numériques . . . . .	92
5.2.3	Homogénéisation périodique . . . . .	97
5.2.4	Corrélation des résultats . . . . .	99
5.3	Prédiction des propriétés effectives du composite tressé 3D : homogénéisation à l'échelle mésoscopique . . . . .	100
5.3.1	Procédure d'identification du modèle de prédiction . . . . .	100
5.3.1.1	Choix de la cellule de base . . . . .	100
5.3.1.2	Modélisation géométrique de la cellule de base . . . . .	102
5.3.1.3	Maillage périodique de la cellule de base . . . . .	106
5.3.1.4	Prise en compte de l'anisotropie du matériau . . . . .	109
5.3.1.5	Identification des propriétés élastiques . . . . .	110
5.3.2	Etude de l'influence des angles de tressage . . . . .	111
5.3.2.1	Motivations et description des configurations étudiées . . . . .	111
5.3.2.2	Evolution des propriétés en fonction des angles de tressage . . . . .	113
5.4	Conclusion . . . . .	115
<b>6</b>	<b>Prédiction par une analyse multiéchelle des propriétés mécaniques du matériau endommagé</b>	<b>117</b>
6.1	Définition du cadre de l'étude . . . . .	119
6.2	Processus d'introduction des défauts . . . . .	120
6.2.1	Principe . . . . .	120
6.2.2	Modélisation des fissurations transversales et des décohésions . . . . .	121
6.3	Analyse de l'influence de l'endommagement sur les propriétés mécaniques . . . . .	123
6.3.1	Hypothèses . . . . .	123
6.3.2	Influence des fissurations transversales . . . . .	124
6.3.3	Influence des décohésions . . . . .	127
6.3.4	Corrélation avec un essai de traction uniaxiale . . . . .	130
6.4	Conclusion . . . . .	133
<b>7</b>	<b>Application aux réservoirs multiformes</b>	<b>135</b>
7.1	Description de la démarche de dimensionnement des réservoirs . . . . .	137
7.2	Validation des réservoirs bobinés . . . . .	140
7.2.1	Analyse numérique . . . . .	140
7.2.2	Analyse expérimentale : Corrélation avec les résultats numériques . . . . .	144
7.3	Validation des réservoirs multiformes tressés . . . . .	146
7.3.1	Description des réservoirs et de l'étude . . . . .	146
7.3.2	Résolution et Analyse des résultats . . . . .	147
7.4	Conclusion . . . . .	150
<b>8</b>	<b>Conclusion générale et Perspectives</b>	<b>151</b>
	<b>Conclusion générale et Perspectives</b>	<b>153</b>

## Chapitre 1

# Introduction générale



# Introduction générale

Ce sujet de thèse s'inscrit dans le cadre du projet SAGANE (Système d'Alimentation en Gaz Naturel pour véhicules automobiles). Ce projet, qui regroupe plusieurs industriels (DJP, PSA, IFP, MGI COUTIER, RAIGI, CAHOUEY et SPIRALTEX) et des centres de recherche (ARMINES, ARTS et Université Claude Bernard de Lyon) est financé au sein des pôles de compétitivités MOVEO, PLASTIPOLIS et ELASTOPOLE. Le projet a pour objet de concevoir, de réaliser puis de valider un système complet de ravitaillement des véhicules automobiles en gaz naturel pour accroître leur autonomie tout en maintenant et améliorant leur fiabilité et leur sécurité d'usage et en réduisant leur consommation. Il comprend le développement d'un réservoir polymorphe en composite constitué d'une préforme fibrée réalisée par un tissage 3D et consolidée par voie RTM. Le choix du matériau est dicté par les nombreux avantages qu'offrent les composites, avantages liés à une excellente résistance à la corrosion et aux solvants, à une résistance aux chocs élevée, à une bonne résistance à la fatigue et à des rapports résistance/masse et rigidité/masse élevés. L'étanchéité intérieure est assurée par un liner en polymère d'un type nouveau. La thèse porte sur l'étude du comportement de la structure composite. Cette étude comporte une analyse expérimentale et numérique du matériau et des réservoirs.

En effet, on a assisté, au cours de ces dernières décennies, à une croissance rapide des matériaux composites. En même temps, leur application s'est élargie sur plusieurs domaines industriels, notamment dans l'aéronautique, l'aérospatial, l'automobile. La particularité de ces matériaux réside aussi à la facilité de leur mise en forme; ce qui offre aux acteurs plusieurs possibilités pour concevoir une multitude de variantes selon la nature des constituants (renfort et matrice) et l'architecture de la microstructure du renfort.

Selon la nature de la matrice qui joue le rôle de liant entre les renforts, on peut compter trois types de composites : les composites à matrice organique (CMO), les composites à matrice métallique (CMM) et les composites à matrice céramique (CMC). Les composites à matrice organique sont les plus utilisés dans l'industrie et ils sont constitués principalement de composites à matrice thermodurcissable et de composites à matrice thermoplastique. Les composites à matrice métallique étaient exclusivement orientés vers l'aéronautique et l'espace au début de leur avènement mais ils sont, de nos jours, élargis à d'autres domaines d'application comme l'automobile, l'électronique, les sports et les loisirs. Enfin, les composites à matrice céramique sont réservés aux applications de haute technicité car ils sont reconnus être les plus performants en conditions extrêmes (température élevée, milieu oxydant, sollicitations mécaniques fortes). Ils sont utilisés dans l'industrie aéronautique, spatiale, nucléaire et militaire.

Selon la microstructure des renforts, les matériaux composites se présentent sous trois structures : les composites stratifiés (unidirectionnels), les composites sandwichs et les composites textiles. Chaque type de composite dispose d'avantages et d'inconvénients spécifiques qui peuvent justifier leur choix. Les travaux présentés dans ce document portent essentiellement sur des structures réalisées avec du composite textile. En général, le gros avantage de ces composites textiles est d'offrir une meilleure tenue à l'impact tout en réduisant de manière significative le délaminage qui reste un des problèmes majeurs des structures stratifiées. Dans le cas particulier du principal

composite textile étudié dans cette thèse, à savoir un composite tressé 3D où des composantes hors plan permettent de lier les différents plis entre eux ; les phénomènes de délaminage sont presque inexistantes.

Sur le plan industriel, le projet est motivé par une forte évolution des véhicules fonctionnant au gaz naturel ; ce qui en fait un marché économique potentiel. En effet, le projet devra permettre d'améliorer le procédé de tressage pour une meilleure tenue mécanique des structures et valider les réservoirs choisis.

En amont des études de validation des réservoirs, un travail conséquent basé sur une approche expérimentale et numérique est réalisé dans le but d'analyser et ainsi de comprendre les performances mécaniques du matériau avec lequel sont fabriqués ces réservoirs.

Au niveau expérimental, il s'agit de caractériser le comportement du matériau par une série d'essais mécaniques pour aboutir à l'identification complète de ses propriétés mécaniques qui sont nécessaires pour alimenter les calculs de dimensionnement des réservoirs. En même temps, l'étude expérimental sur le matériau a pour but d'étudier le processus d'endommagement de ce type de matériau pour éventuellement une meilleure prise en compte des effets d'endommagement dans la phase de dimensionnement.

D'un point de vue numérique, on cherche à apporter une solution à la modélisation des matériaux composites tressés 3D, notamment par une approche multiéchelle. L'objectif est de :

- prédire par une étude d'homogénéisation les coefficients de la matrice de rigidité du composite en fonction des paramètres de tressage, de la nature des constituants et de leur fraction volumique ;
- utiliser le modèle développé pour avoir accès à des grandeurs locales et ainsi mieux comprendre les mécanismes d'endommagement dans le but d'évaluer leur impact sur les modules d'élasticité.

Les travaux de recherche réalisés au cours de cette thèse sont résumés dans huit chapitres dont l'introduction générale (chapitre 1) et la conclusion générale et les perspectives (chapitre 8) :

Le chapitre 2 « Contexte et matériaux d'étude » porte sur les contextes dans les quels s'inscrit cette étude. En même temps, le matériau étudié est présenté dans ses différents aspects : microstructure et élaboration. De même, une description assez succincte des différents composites textiles est aussi abordée.

Le chapitre 3 « Etude expérimentale du comportement mécanique » est consacré à la détermination des propriétés mécaniques du matériau composite à travers la réalisation d'une série d'essais de traction, de flexion à trois points et de compression. Ces essais ont pour but d'identifier, d'une part, les neuf modules d'élasticité indépendants qui sont les caractéristiques d'un comportement de type orthotrope et, d'autre part, les valeurs à la rupture qui sont les contraintes à la rupture et les déformations à la rupture.

Le chapitre 4 « Etude expérimentale de l'endommagement » aborde l'analyse de l'endommagement du matériau lors des sollicitations mécaniques. Après une brève description générale de l'endommagement des composites, les différents mécanismes d'endommagement identifiés sur des éprouvettes déjà sollicitées sont présentés. L'enjeu de cette étude est de comprendre la cinétique d'endommagement du matériau pour dresser la chronologie d'apparition des mécanismes. Pour y parvenir, deux démarches sont adoptées pour suivre cette évolution des phénomènes d'endommagement : il s'agit des observations in situ par caméra au cours de l'essai et du suivi des essais par la technique de l'émission acoustique pour détecter et enregistrer, à temps réel, les signaux

---

associés à ces modes de dégradation du matériau.

Le chapitre 5 « Modèle prédictif du comportement d'un composite tressé 3D » expose une démarche complète du développement d'un modèle multiéchelle de prédiction des propriétés mécaniques effectives du composite étudié. Il s'agit de calculer ces propriétés à l'échelle macroscopique à partir des propriétés des constituants à l'échelle microscopique. Tout d'abord, une étude bibliographique permet de faire un état de l'art sur la modélisation multiéchelle des composites textiles par une présentation des méthodes analytiques et numériques utilisées par certains auteurs. En même temps, les motivations de l'étude, une description de la technique d'homogénéisation et la démarche pour obtenir un milieu homogène équivalent au matériau étudié sont présentées. Ensuite, les différentes étapes d'homogénéisation et les résultats issus de chaque étape y sont résumés : il s'agit de l'homogénéisation à l'échelle microscopique qui permet de déterminer les propriétés des torons et de l'homogénéisation à l'échelle mésoscopique qui permet de déterminer les propriétés du composite. Enfin, le chapitre a permis de mettre en exergue l'influence de certains paramètres de tressage comme les angles d'orientation des torons hors axes.

Le chapitre 6 « Prédiction par une analyse multiéchelle des propriétés mécaniques du matériau endommagé » explique le processus d'introduction des défauts et d'évaluation de leur impact sur les chutes de rigidité. Deux types de mécanismes ont été étudiés : les fissurations transversales et les décohésions d'interfaces. Un premier modèle simple qui permet une évolution des coefficients de la matrice de rigidité a été mis en place en implémentant les différentes variations des modules au sein de la matrice de rigidité du matériau non endommagé.

Le chapitre 7 « Application aux réservoirs multiformes » expose la démarche de dimensionnement de réservoirs bobinés et de réservoirs multiformes conçus par tressage des fibres sur le liner. Pour apprécier la tenue mécanique des réservoirs, des critères de rupture (critères de Tsai-Wu, de Tsai-Hill, de contraintes et de déformations maximales) sont utilisés.



# Chapitre 2

## Contexte et Matériaux d'étude

### Sommaire

---

<b>2.1</b>	<b>Contexte industriel</b>	<b>17</b>
2.1.1	Point sur l'utilisation des véhicules GNV	17
2.1.2	Aspect environnemental	18
2.1.3	Aspect Législatif et réglementaire	18
2.1.4	Objectifs industriels du projet	18
<b>2.2</b>	<b>Matériaux d'étude</b>	<b>20</b>
2.2.1	Généralités sur les composites textiles	20
2.2.2	Composite tressé 3D en fibres de verre	23
2.2.3	Composites en fibres de carbone	27

---



## 2.1 Contexte industriel

Le marché des véhicules fonctionnant avec du gaz naturel s'élargit de plus en plus grâce à leur forte augmentation. Dans un tel contexte, il est indispensable, pour être compétitif, de prendre en compte dans la conception l'ensemble des exigences environnementales (réglementations de plus en plus sévères vis à vis des émissions de gaz à effet de serre) , l'évolution des réseaux de distribution et les législations incitatives de chaque pays.

### 2.1.1 Point sur l'utilisation des véhicules GNV

Au cours de ces dernières années, on a assisté à une forte croissance de véhicules GNV (Gaz Naturel pour véhicules), notamment en Amérique latine et en Asie

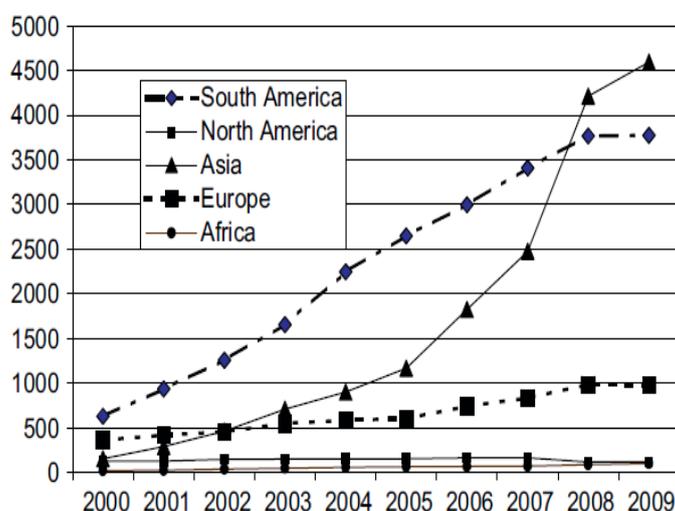


FIGURE 2.1 – Evolution GNV (en milliers de véhicules par année) [25].

Les pays comme le Pakistan, l'Inde, le Brésil et l'Iran entre autres ont mené des politiques diverses motivées par des raisons économiques, politiques, environnementales et de sécurité énergétique qui ont permis leur essor dans ce secteur. On peut citer l'exemple du Pakistan qui est un des plus grands utilisateurs de véhicules GNV. En particulier, cette forte utilisation au Pakistan est soutenue par la volonté des autorités à réduire la pollution dans le transport mais également à réduire la pression sur les réserves de devises étrangères en raison du faible taux de change de la roupie pakistanaise et de la flambée des prix mondiaux du pétrole [53]. Parallèlement, le Pakistan dispose de grandes réserves de gaz leur permettant d'assurer une sécurité énergétique dans ce secteur des transports.

L'Europe accuse un retard dans l'utilisation des véhicules GNV par rapport aux pays d'Asie et d'Amérique latine. Ce retard est dû, en partie, à la dépendance de la plupart des pays européens aux importations de gaz [25]. Néanmoins, l'augmentation des prix du pétrole et la volonté de réduire les émissions de gaz à effet de serre y ont entraîné une forte croissance du parc de véhicules GNV au cours de ces dernières années. Différentes mesures à la fois contraignantes et incitatives ont encouragé cette évolution. C'est le cas par exemple de l'Italie qui est le pays européen où les véhicules GNV sont les plus utilisés. En France, comme l'atteste l'IFP (Institut Français du Pétrole) dans son rapport " Le GNV : quel potentiel? " publié en 2006 [55], la filière GNV connaît également un nouvel essor. Ces auteurs font un point sur les technologies actuelles des

moteurs fonctionnant au gaz naturel et sur les évolutions possibles et présentent des résultats détaillés des bilans environnementaux comparés des filières essence, gazole et gaz pour véhicules.

### 2.1.2 Aspect environnemental

Comme en témoignent les différentes conférences annuelles depuis le protocole de Kyoto en 1995, le monde est de plus en plus préoccupé par les conséquences des changements climatiques et s'attèle à la réduction des émissions des gaz à effet de serre. Le monde du transport est sans doute l'un des secteurs les plus polluants, d'où la nécessité de trouver une alternative permettant de réduire de manière drastique les émissions de gaz à effet de serre. En effet, les émissions ne résultent pas uniquement de la combustion du carburant au bord des véhicules mais aussi de l'extraction du combustible, de leur acheminement jusqu'aux sites de transformation, de leur production et de leur distribution. Ainsi pour obtenir des résultats significatifs de réduction d'émissions de gaz à effet de serre, il est opportun d'explorer d'autres alternatives au niveau des sources d'énergie pour l'industrie du transport. Cette alternative peut être portée par le gaz naturel car il peut être un bon moyen pour, à la fois, réduire les émissions de  $CO_2$  sur toute la chaîne production et maintenir un haut degré de flexibilité technologique. Tout d'abord, l'émission de  $CO_2$  par unité d'énergie de combustion est beaucoup plus faible pour le gaz naturel (62.3g/MJ sur toute la chaîne de production du gaz naturel, 87.5g/MJ pour l'essence et 82.0g/MJ pour le diesel) [32]. Ensuite, le gaz naturel peut être substitué dans le temps par les biogaz et l'hydrogène sans qu'il ne soit nécessaire de modifier les moteurs de ces véhicules fonctionnant au gaz naturel. En ce qui concerne les polluants locaux, le gaz naturel présente également des avantages non négligeables. Il s'avère être plus efficace que l'essence et le diesel relativement aux émissions de particules, de  $SO_x$  (oxyde de soufre) et de  $NO_x$  (oxyde d'azote)... Il est également plus intéressant que l'essence pour les émissions d'HC (hydrocarbure), bien que le diesel soit légèrement mieux positionné [55].

### 2.1.3 Aspect Législatif et réglementaire

Pour favoriser le développement du GNV, des mesures incitatives sont mises en place, notamment en Europe. Ces mesures se présentent sous forme de réduction des taxes sur le gaz naturel, sous forme de bonus. A côté de ces politiques incitatives, il y a une réglementation de plus en plus sévère vis-à-vis des émissions de gaz à effet de serre. Au niveau européen, plusieurs normes (Euro 0, Euro 1, Euro 2, Euro 3, Euro 4, Euro 5 et bientôt Euro 6) imposent un abaissement drastique des seuils d'émissions de polluants locaux des véhicules terrestres. Ces normes contraignent les constructeurs à adapter les motorisations des véhicules à usage de produits pétroliers. Toutes ces contraintes favorisent, à terme, la croissance du parc de véhicules GNV. A cela s'ajoute l'augmentation continue des prix du pétrole.

### 2.1.4 Objectifs industriels du projet

Sur le plan industriel, le projet est motivé, en plus des raisons environnementales, par une volonté d'améliorer la fiabilité et la sécurité des réservoirs et d'accroître l'autonomie des véhicules (400 à 500km). A travers ce projet, on cherche à :

- développer une nouvelle chaîne de détente du gaz pour améliorer la fonction détente et réduire la pression sous caisse du véhicule ;
- développer une nouvelle connectique HP (haute pression), MP (moyenne pression) et BP (basse pression)) constituant le système d'alimentation en gaz du véhicule ;
- avoir une autonomie considérablement accrue par l'emploi d'un stockage polymorphe ;

- mettre en place une méthodologie d'analyse des conditions de tressage et de conception des préformes des réservoirs ;
- réaliser des réservoirs capables de résister aux pressions de service de 260 bars ;
- et éventuellement envisager une pré industrialisation sur une plateforme au potentiel industriel affirmé.

Pour parvenir à une partie de ces exigences, en particulier les exigences mécaniques, une forme polymorphe de réservoir est pressentie. Ces réservoirs polymorphes sont constitués d'une préforme fibrée réalisée par un tressage 3D et consolidée par voie RTM. Le choix de ces matériaux textiles est motivé par le souci d'une distribution moins déséquilibrée des propriétés mécaniques suivant les directions principales du matériau et par leurs caractéristiques mécaniques intéressantes (limitation du délaminage, résistance élevée aux choc et à la fatigue,...).

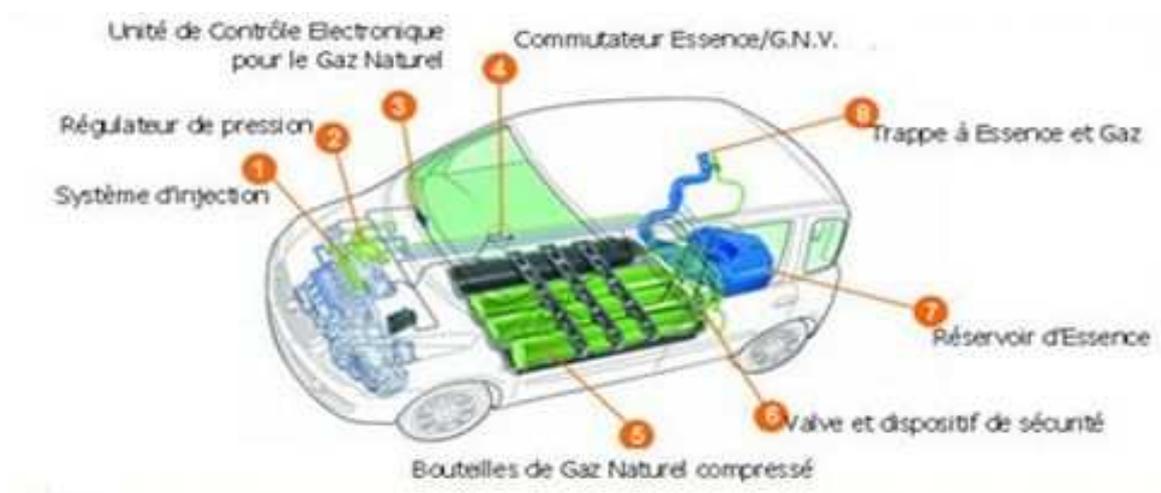


FIGURE 2.2 – Les différentes parties du projet

## 2.2 Matériaux d'étude

### 2.2.1 Généralités sur les composites textiles

Les structures étudiées sont réalisées en matériau composite textile. L'appellation de composite *textile* vient du procédé d'obtention du renfort (tissage, tressage, tricotage ou couture). Une description assez exhaustive de ces types de composites est réalisée par certains auteurs dont Hage [30], Byun et al. [14] pour ne citer que ces deux travaux.

Ces composites sont souvent classifiés en fonction de la nature de leur matrice qui peut être organique, métallique ou céramique et en fonction de l'architecture de leurs renforts. Selon l'architecture des renforts, il y a principalement deux types de composites textiles : les bidimensionnels (2D) et les tridimensionnels (3D).

- Les textiles bidimensionnels :

Les composites textiles qualifiés de composites 2D sont ceux dont les torons sont disposés dans le plan. Par définition, les torons sont des assemblages de fibres qui sont entrelacés entre eux pour créer le renfort du composite. Le renfort est également appelé la préforme. Le plus souvent, les torons sont orientés suivant deux directions : il s'agit principalement de certains tissus 2D (satin, taffetas, sergé...), des tricotés 2D et de la plupart des tressés 2D. Toutefois, il existe des composites textiles 2D dont les torons sont orientés suivant trois directions comme les tressés et tissus triaxiaux.

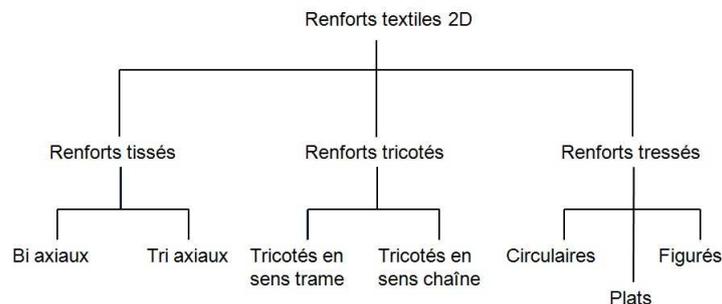


FIGURE 2.3 – Classification des différents types de renforts 2D selon le procédé de mise en forme [30] [14]

Comme l'atteste la figure (FIG. 2.4), les structures en composite textile 2D sont obtenues en empilant des couches indépendantes les unes sur les autres à l'image des structures composites stratifiées multicouches.

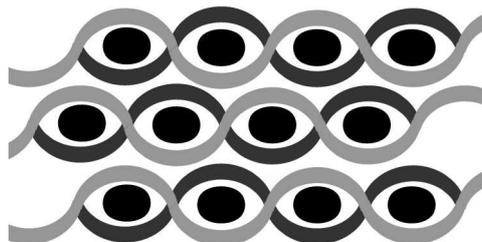


FIGURE 2.4 – Disposition des renforts pour les structures composites textiles 2D

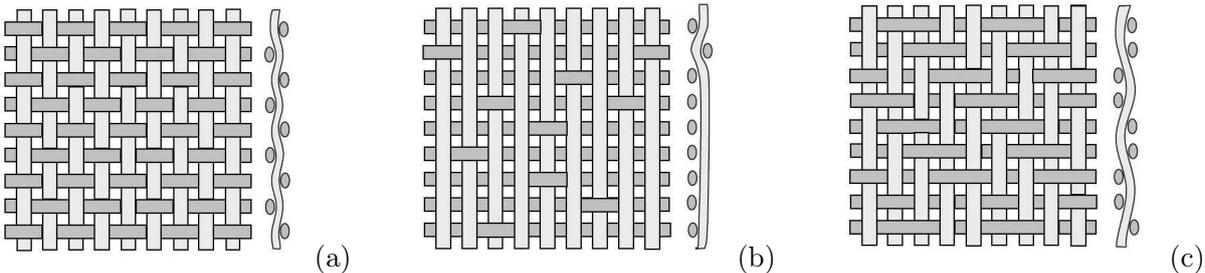


FIGURE 2.5 – Tissus 2D : (a) Taffetas, (b) Satin et (c) Sergé [8]

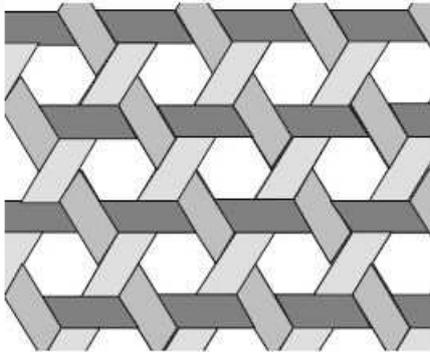


FIGURE 2.6 – Tissu triaxial 2D [19]

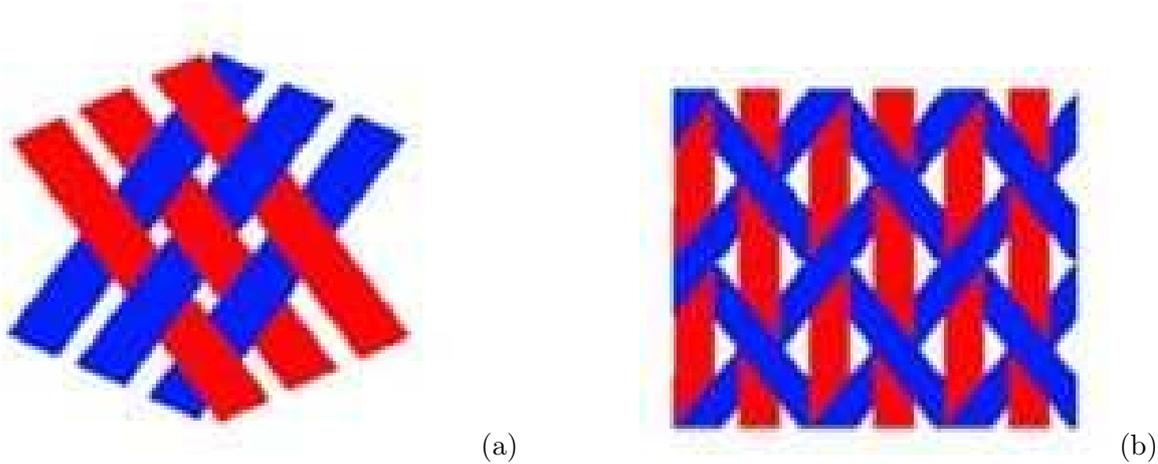


FIGURE 2.7 – Tressés 2D : (a) Biaxial et (b) Triaxial [31]

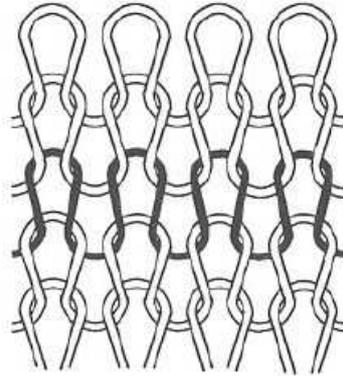


FIGURE 2.8 – Tricotés 2D

– Les textiles tridimensionnels :

A l'opposé des textiles 2D, les renforts pour ces textiles sont disposés suivant les trois directions  $x$ ,  $y$  et  $z$ . Pour les composites tressés 3D étudiés, la troisième composante hors plan permet de renforcer la résistance du composite suivant l'épaisseur. En général, on retrouve les mêmes techniques de mise en forme aussi bien pour les renforts 2D que pour les renforts 3D (tissage, tressage et tricotage). En plus, on rencontre des renforts textiles tridimensionnels dits cousus. Les renforts 3D ont donc des couches d'épaisseurs plus importantes car elles sont constituées de plis superposés et liés entre eux par les torons hors axe. Cette caractéristique permet de limiter les phénomènes de délaminage et de mieux résister à la fatigue et aux chocs.

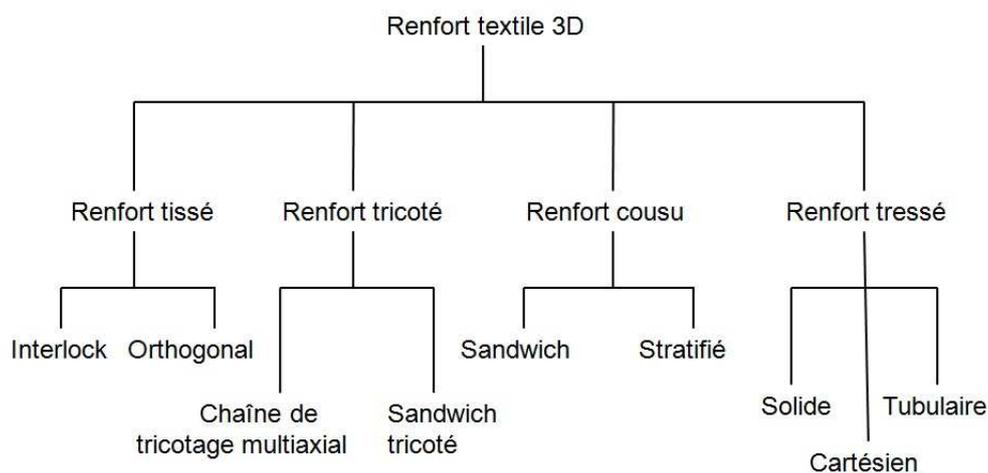


FIGURE 2.9 – Classification des différents types de renforts 3D selon le procédé de mise en forme [30] [14]

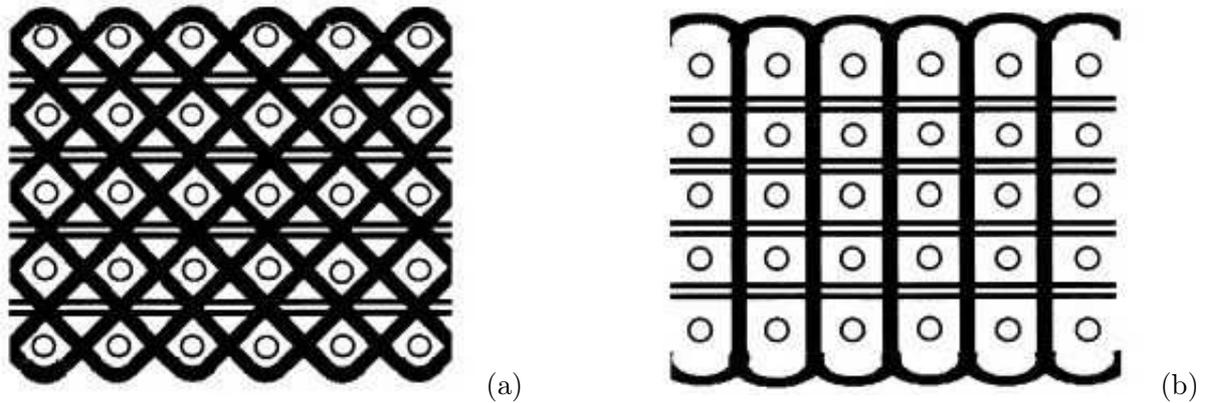


FIGURE 2.10 – Tissus 3D : (a) Interlock (b) Orthogonal

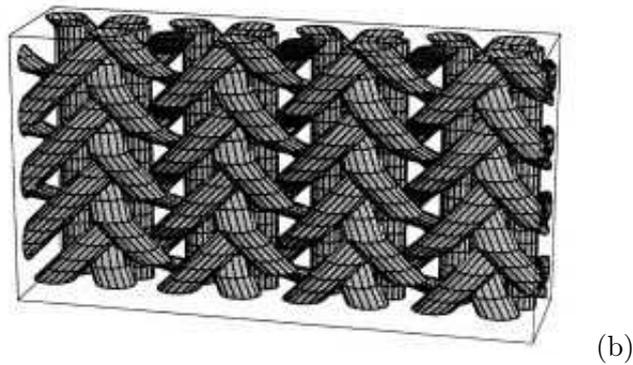


FIGURE 2.11 – Exemple de renfort tressé 3D

## 2.2.2 Composite tressé 3D en fibres de verre

### 2.2.2.1 Elaboration

Plusieurs matériaux ont été étudiés, notamment dans la partie caractérisation mécanique (chapitre 3) mais le principal matériau d'étude qui est à la base de cette thèse est un composite tressé 3D en fibres de verre. Le renfort, constitué de torons tressés suivant trois directions de l'espace, est élaboré à l'aide d'une machine tresseuse (FIG. 2.12). En effet, certains torons appelés torons axiaux sont orientés à  $0^\circ$  alors que d'autres torons appelés torons hors axes sont orientés à  $45^\circ$  et à  $-45^\circ$ . Une couche du renfort est constituée de cinq plis superposés et liés entre eux par les torons hors axes. Ces derniers s'entrelacent les uns après les autres autour des torons axiaux pour assurer cette liaison et conférer au composite une résistance mécanique hors plan plus élevée par rapport aux autres types de composites stratifiés ou textiles bidimensionnels. Cet entrelacement est obtenu grâce à un mouvement rotatif suivant deux sens opposés des bobines disposées en avant de la tresseuse et sur lesquelles sont enroulées des fibres. Enfin, le tressage se fait autour d'un mandrin représentant la maquette de la pièce à fabriquer : il s'agira d'un liner pour le cas d'un réservoir.

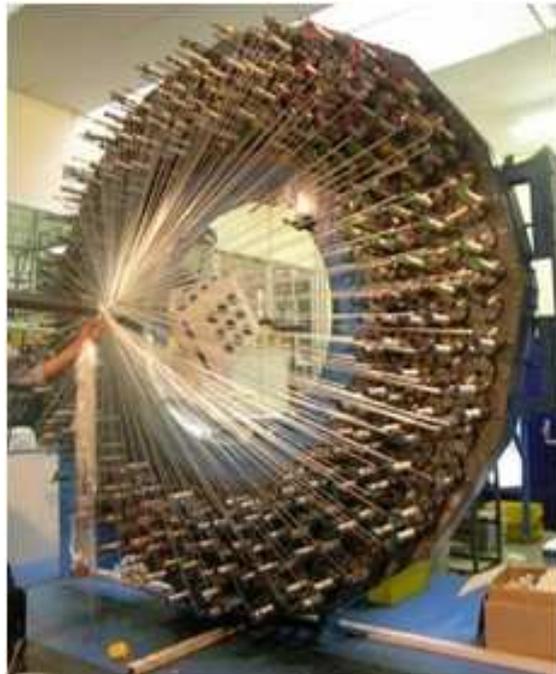


FIGURE 2.12 – Machine tresseuse



FIGURE 2.13 – Renfort sec

Après le tressage, la préforme tressée est consolidée par l'injection de résine époxyde en son sein. Plusieurs types de procédé existent pour consolider les renforts avec de la résine lors de la mise en forme de ces composites textiles 2D ou 3D : il peut s'agir de procédés d'injection de résine comme le procédé RTM (Resin Transfer Molding) [19] [15] [64], de procédés d'infusion comme les procédés LRI (Liquid Resin Infusion) et RFI (Resin Film Infusion) [76] ou de procédés d'imprégnation.

Pour la fabrication de ce matériau, le procédé RTM est privilégié par l'industriel. Il consiste à introduire une résine époxyde et un durcissant dans la préforme tressée placée au sein d'un moule fermé. Ce remplissage est réalisé par le biais d'une pompe qui met la résine sous pression jusqu'à ce qu'elle occupe tous les espaces vides entre les torons et entre les fibres au sein des torons. Après injection, une polymérisation à 50°C pendant douze heures est réalisée. Elle est suivie par une opération de post cuisson à 80°C pendant douze heures.

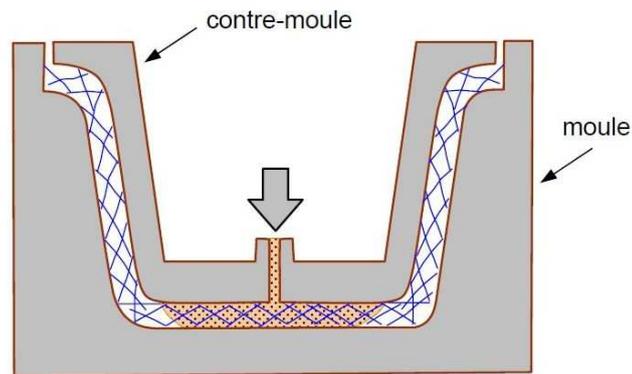


FIGURE 2.14 – Principe du procédé de moulage par injection [8]

### 2.2.2.2 Microstructure

Les observations à l'aide d'un microscope optique et d'un microscope électronique à balayage ont permis de vérifier la qualité des échantillons reçus et la disposition des fibres au sein de la microstructure. Globalement, la présence de porosités reste marginale mais on constate qu'il existe au sein de la microstructure des zones de faible densité de fibres, probablement à cause d'un léger déplacement de certains torons lors du procédé d'injection. Ces zones peuvent être des lieux privilégiés où se déclencheraient les premières initiations des mécanismes de rupture. De même, les torons axiaux présentent des ondulations au niveau des points d'entrelacement avec les torons orientés à  $\pm 45^\circ$ . On constate également, par endroits, une différence marquée des diamètres des fibres de verre.

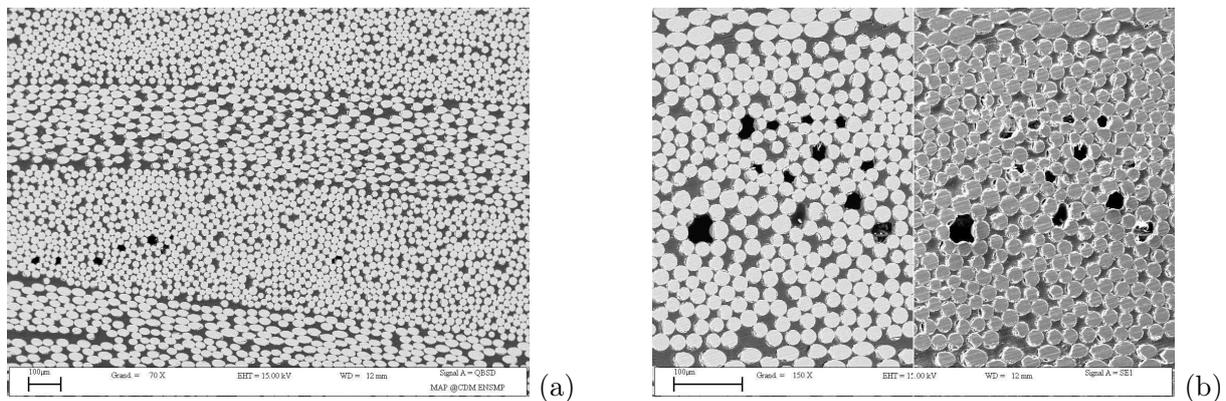


FIGURE 2.15 – Mise en évidence de la faible présence de porosités

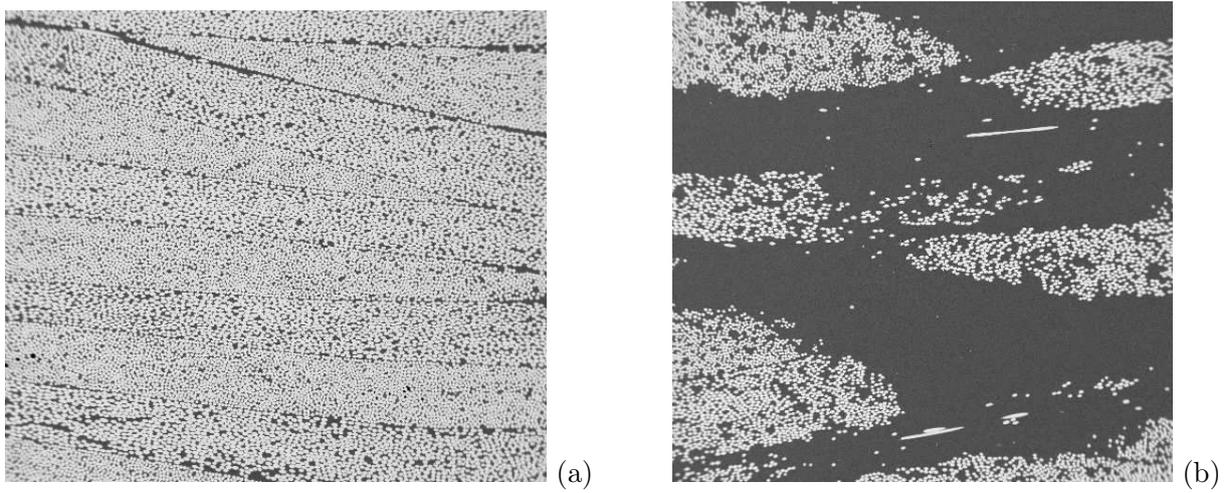


FIGURE 2.16 – Mise en évidence de (a) zones de forte densité de fibres et (b) zones de faible densité de fibres

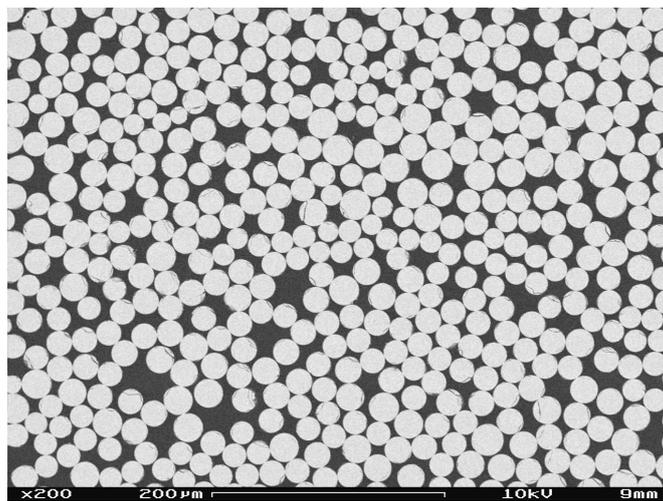


FIGURE 2.17 – Mise en évidence de la variation des diamètres des fibres



FIGURE 2.18 – Mise en évidence des ondulations des torons axiaux

### 2.2.2.3 Taux de fibres

Les propriétés mécaniques des composites varient en fonction du taux de chacun de ses deux constituants à savoir le taux de fibres ou la fraction volumique des fibres  $V_f$  et la fraction volumique de la matrice  $V_m$  :

$$V_f + V_m = 1 \quad (2.1)$$

C'est le taux de fibres  $V_f$  qui est le plus souvent considéré. Il existe plusieurs moyens de le déterminer mais la pyrolyse reste la méthode la plus pratique. Elle consiste à introduire le composite dans un four dont la température est supérieure à la température de fusion de la résine mais bien inférieure à celle des fibres. Les échantillons y sont maintenus jusqu'à ce que la résine disparaissent entièrement. En effet, les masses et les volumes des échantillons de composites sont mesurés avant la pyrolyse. Après la pyrolyse, les fibres sont également pesées. On en déduit très facilement une première grandeur à savoir la fraction massique des fibres en faisant le rapport entre la masse des fibres  $M_f$  mesurée après pyrolyse et la masse des échantillons de composites  $M_c$  mesurée avant la pyrolyse. La masse totale du composite étant la somme des masses de ses deux constituants, le taux de fibres dans le composite est finalement déterminé à travers la formule ci-dessous :

$$V_f = \frac{\frac{M_f}{M_c} \rho_m}{\rho_f - \frac{M_f}{M_c} (\rho_f - \rho_m)} \quad (2.2)$$

Plusieurs matériaux ont été reçus. Les taux de fibres varient entre 46% à 57% selon la plaque.

### 2.2.3 Composites en fibres de carbone

Parallèlement au matériau tressé 3D constitué de fibres de verre, d'autres matériaux textiles et stratifiés ont fait l'objet d'une étude de caractérisation mécanique. Il s'agit notamment de trois matériaux composites fabriqués avec des fibres de carbone et de la résine époxyde et destinés à l'industrie aéronautique. On les nommera matériau n°2, matériau n°3 et matériau n°4.

Matériaux	Procédé de polymérisation	Type de renfort
Matériau n°2	Résine époxyde, imprégnation (120°C)	Stratification : Séquence de trois nappes UD de carbone (132g/m <sup>2</sup> sec) et deux tissus de carbone (285g/m <sup>2</sup> sec)
Matériau n°3	Résine époxyde, injection RTM (180°C)	Tressage manuel
Matériau n°4	Résine époxyde, injection RTM (180°C)	Tressage mécanique

TABLE 2.1 – Description des matériaux en fibres de carbone

Les matériaux n°3 et n°4 sont des composites tressés 3D et sont constitués de deux plis liés entre eux par les torons hors axes orientés à  $45^\circ$  et à  $-45^\circ$  comme le montre la figure (FIG. 2.19). Toutefois, on remarque que l'état de surface des plaques reçues, notamment sur l'une des deux faces, est mauvais comme on peut l'apercevoir sur la figure (FIG. 2.21). En effet, ce phénomène est intervenu lors de l'injection où une des parois du moule présente des rugosités. Ces rugosités ont impacté sur la face dont elles étaient en contact. Ainsi, ce défaut peut être source de dispersion des mesures de la section des éprouvettes. En effet, la section de l'éprouvette et l'effort appliqué à l'éprouvette sont les grandeurs nécessaires pour calculer la contrainte correspondante. Une étude de topographie (FIG. 2.22) sur les faces concernées permet de mesurer les profondeurs maximales de leur profil (FIG. 2.23).

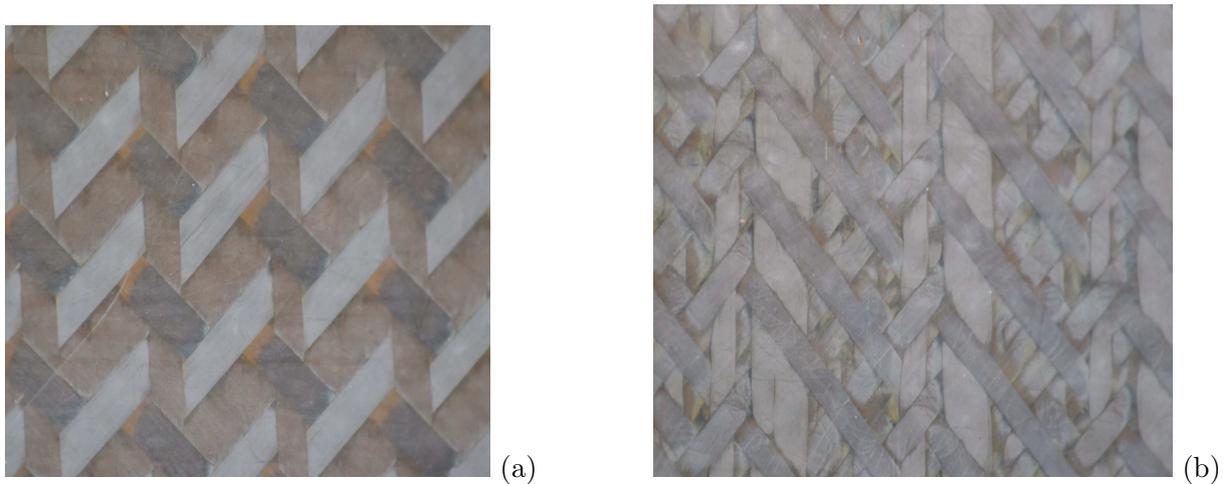


FIGURE 2.19 – Composites textiles en fibres de carbone : (a) matériau n°3 et (b) matériau n°4

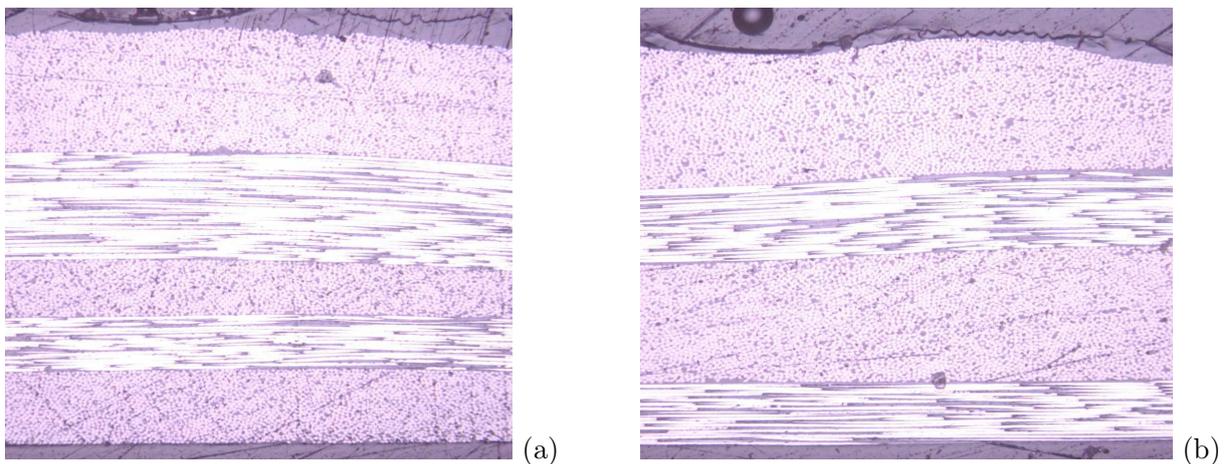


FIGURE 2.20 – Microstructure du matériau n°3

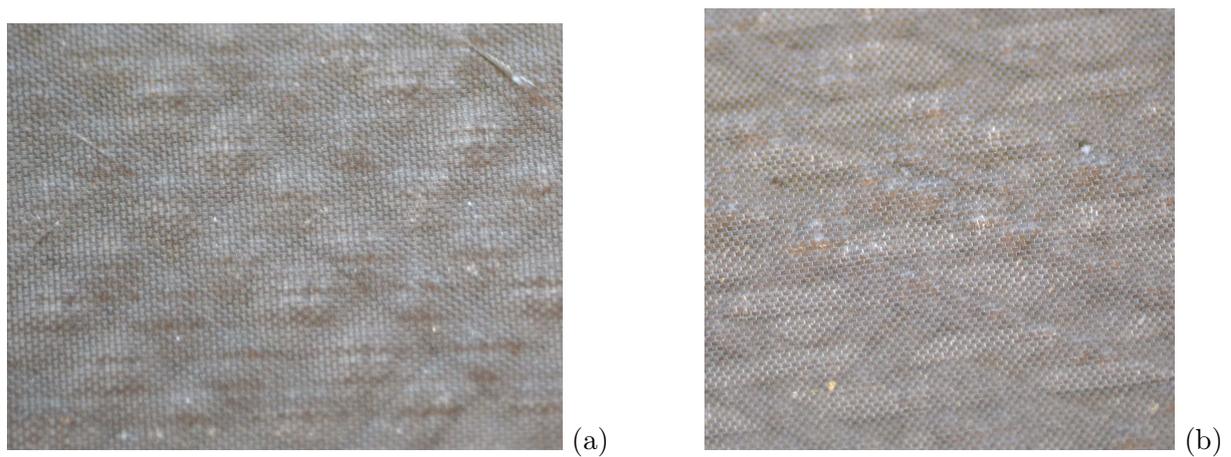


FIGURE 2.21 – Mauvais état de surface des plaques après injection : (a) matériau n°3 et (b) matériau n°4

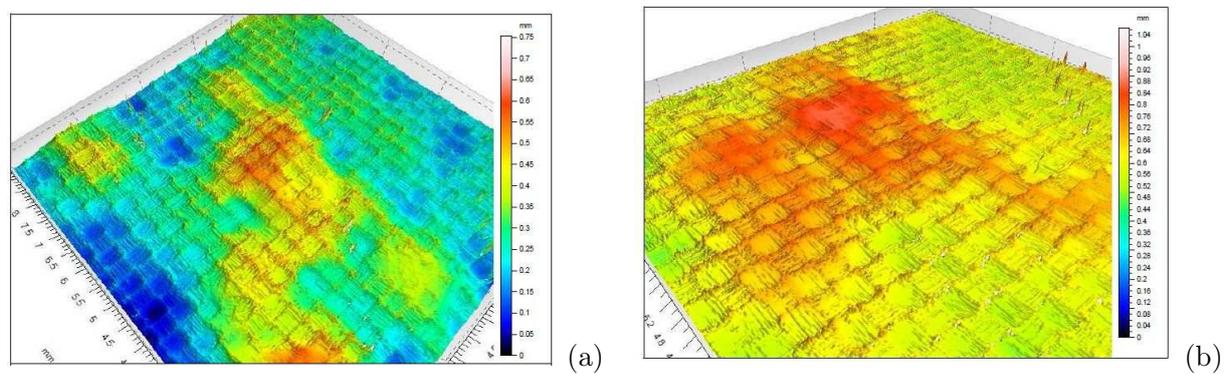


FIGURE 2.22 – Profilométrie : (a) matériau n°3 et (b) matériau n°4

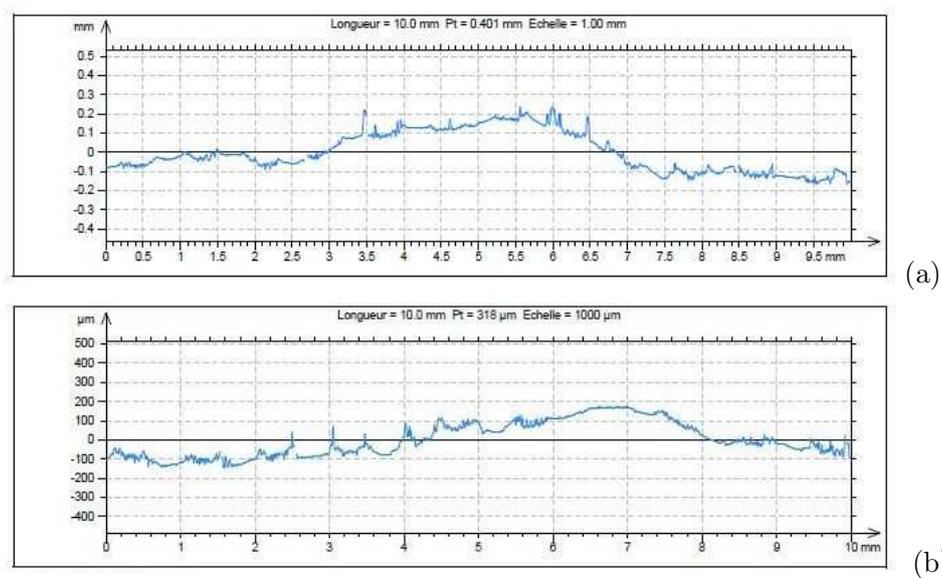


FIGURE 2.23 – Profondeurs maximales : (a) matériau n°3 et (b) matériau n°4

Le matériau n°2 est un stratifié de cinq couches :

- deux couches extérieures en renfort textile 2D imprégné (une couche à chaque côté). Le tissu a la texture d'un satin orienté à 45° lors de la stratification.

- trois couches unidirectionnelles placées au milieu du stratifié. Elles sont orientées à 0° et ont pour but de renforcer le matériau dans cette direction longitudinale.

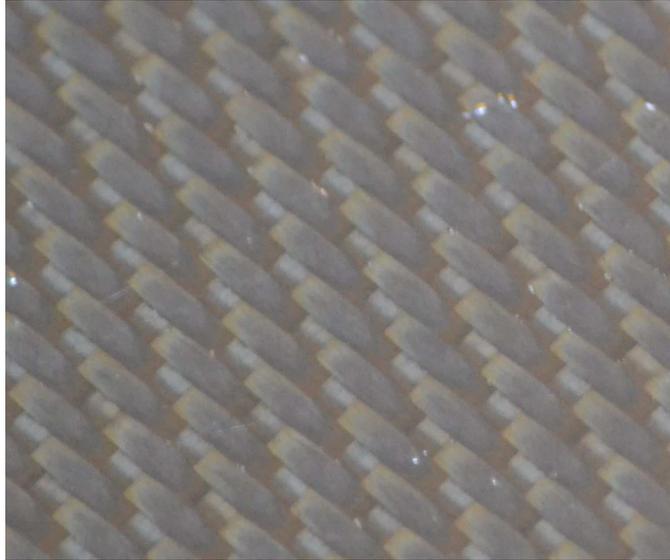


FIGURE 2.24 – Orientation des torons au sein du tissu

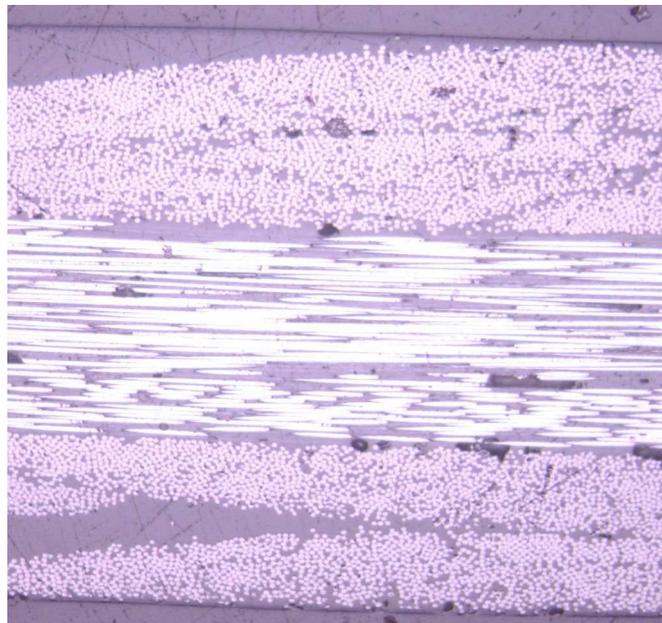


FIGURE 2.25 – Disposition des couches au sein du stratifié

# Chapitre 3

## Etude expérimentale du comportement mécanique

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Comportement élastique linéaire des composites textiles . . . . .</b>	<b>33</b>
<b>3.2</b>	<b>Identification des propriétés mécaniques . . . . .</b>	<b>34</b>
3.2.1	Caractérisation du composite tressé 3D en fibres de verre . . . . .	34
3.2.2	Caractérisation des composites en fibres de carbone . . . . .	54
<b>3.3</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>57</b>

---



### 3.1 Comportement élastique linéaire des composites textiles

L'utilisation d'un quelconque matériau dans la conception de pièces de structure nécessite au préalable une connaissance de ses propriétés. Dans le cadre de cette étude, nous nous intéressons particulièrement aux propriétés mécaniques des matériaux n°1, n°2, n°3 et n°4 qui sont déjà présentés au chapitre précédent. Il s'agira de déterminer leurs propriétés mécaniques dans le domaine élastique ainsi que leurs caractéristiques à la rupture. En effet, il existe plusieurs méthodes pour accéder aux propriétés élastiques et chacune d'elles présente des atouts et des faiblesses. Parmi ces méthodes, on peut citer la réalisation des essais quasi statiques basés sur des sollicitations mécaniques sur des éprouvettes [57] et la réalisation des essais dynamiques basés sur l'exploitation de la propagation d'ondes sonores à hautes fréquences [17]. Toutefois, les essais de caractérisation quasi statiques sont privilégiés ici car ils permettent de mesurer également les contraintes et déformations à la limite d'élasticité et celles à la rupture des matériaux. Par définition, le matériau composite a un comportement mécanique anisotrope qui est caractérisé par l'existence de directions privilégiées. En élasticité linéaire, ce comportement est défini par la loi de HOOKE généralisée, et ce, à l'aide d'une matrice de rigidité  $[C]$  liant le champ de contraintes au champ de déformations ou bien à l'aide d'une matrice de souplesse  $[S]$  liant le champ de déformations au champ de contraintes :

$$\sigma_i = C_{ij} \cdot \varepsilon_j (i, j = 1, 2, 3, 4, 5, 6) \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_i = S_{ij} \cdot \sigma_j (i, j = 1, 2, 3, 4, 5, 6) \quad (3.2)$$

En notation matricielle usuelle de Voigt, on a :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (3.3)$$

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{51} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} & S_{56} \\ S_{61} & S_{62} & S_{63} & S_{64} & S_{65} & S_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad (3.4)$$

En effet, les composantes  $C_{ij}$  du tenseur de la matrice de rigidité jouissent des propriétés de symétrie sur les indices.

Ces égalités sont liées à la symétrie du tenseur de contrainte ( $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ ), à la symétrie du tenseur de déformation ( $\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji}$ ) et à l'expression quadratique de l'enthalpie libre du matériau (application du théorème des travaux virtuels).  $S_{ij}$  jouit également des mêmes symétries. Par ailleurs, la plaque en composite étudiée est telle qu'on dispose de trois plans de symétrie perpendiculaires deux à deux. Par conséquent, le matériau peut être considéré comme orthotrope. Finalement, les matrices de rigidité et de souplesse se définissent comme suivent :

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (3.5)$$

$$[S] = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \quad (3.6)$$

Ces matrices de rigidité et de souplesse dépendent donc de neuf modules d'élasticité :

- trois modules d'Young :  $E_{11}$ ,  $E_{22}$  et  $E_{33}$  ;
- trois coefficients de Poisson :  $\nu_{12}$ ,  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$  ;
- trois modules de cisaillement :  $G_{12}$ ,  $G_{13}$  et  $G_{23}$ .

Pour déterminer ces modules, une série d'essais de traction, de compression et de flexion à trois points a été réalisée. Les essais de traction permettent de déterminer les modules  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $\nu_{12}$ ,  $\nu_{13}$ ,  $\nu_{23}$  et  $G_{12}$ . Quant à l'essai de compression, il permet de déterminer le module d'Young hors plan  $E_{33}$ . Enfin, les essais de flexion permettent de mesurer les modules de cisaillement  $G_{13}$  et  $G_{23}$ . Les essais sont tous réalisés à la température ambiante.

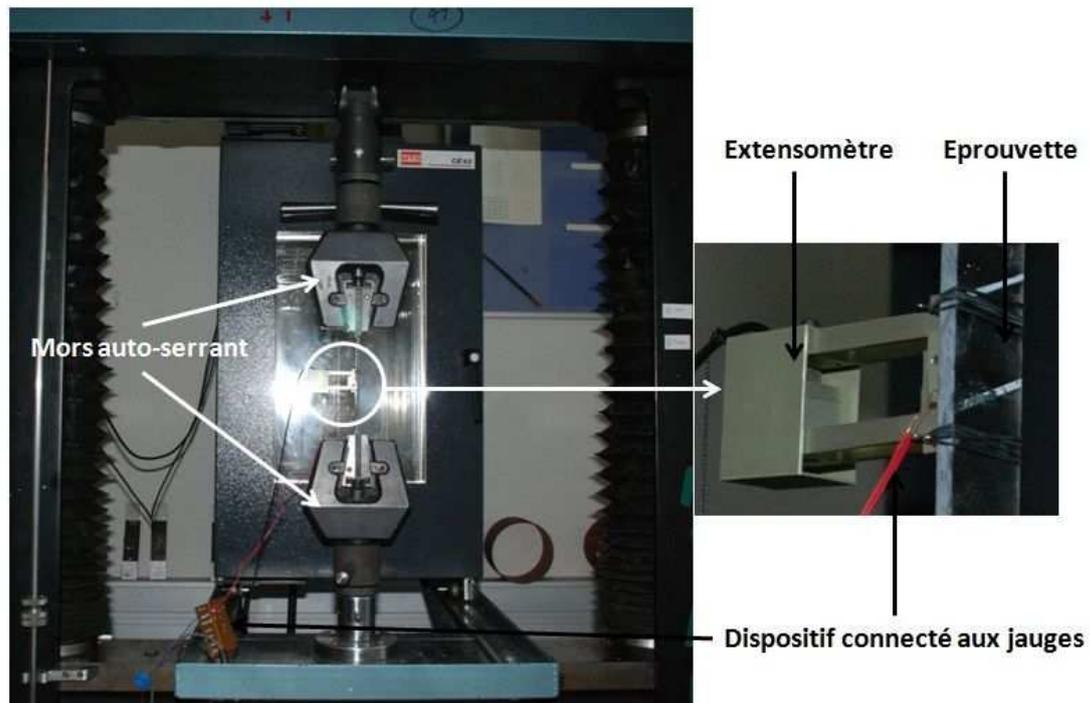
## 3.2 Identification des propriétés mécaniques

### 3.2.1 Caractérisation du composite tressé 3D en fibres de verre

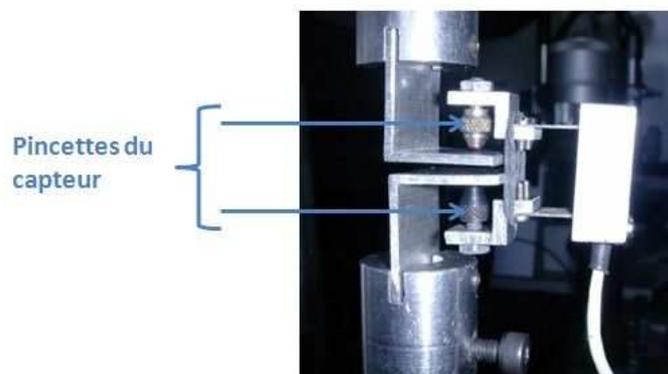
#### 3.2.1.1 Essais de traction

##### a. Description du dispositif expérimental

Les essais de traction sont effectués sur une machine d'essai mécanique de marque Instron 5982. En effet, un essai de traction consiste à imposer une sollicitation mécanique sur une éprouvette et à enregistrer les évolutions des efforts et des déformations de l'éprouvette jusqu'à rupture. La machine est équipée d'une cellule de charge de 10000 daN pour enregistrer l'effort appliqué à l'éprouvette et de mors pneumatiques auto-serrants pour fixer l'éprouvette. Le pilotage de l'essai se fait en déplacement. L'essai de traction offre la possibilité de mesurer les déformations suivant les trois directions. Ainsi, un extensomètre ayant une base de mesure de 25 mm permet d'enregistrer le déplacement longitudinal tandis qu'une jauge de déformations permet de mesurer les déformations transversales. Enfin, un troisième capteur placé autour de l'épaisseur de l'éprouvette permet de mesurer son retrécissement qui correspond à la déformation hors plan de l'éprouvette. La vitesse de sollicitation est de 1 mm/mn.



(a)



(b)

FIGURE 3.1 – Dispositif expérimental d'un essai de traction : (a) montage de l'éprouvette sur la machine de traction (b) capteur de mesure des déformations hors plan

### b. Description des éprouvettes

Les éprouvettes de traction sont découpées sur les plaques reçues. A la base, le tressage se fait autour d'un mandrin circulaire. A la suite de l'opération, la tresse circulaire est découpée puis est étalée avant l'injection de résine ; ce qui permet d'obtenir une plaque parallépipédique. Les essais de traction sont réalisés sur trois types d'éprouvettes (FIG. 3.2) :

- des éprouvettes découpées dans le sens des torons axiaux (UD0°) ;
- des éprouvettes découpées dans le sens transversal c'est-à-dire dans le sens perpendiculaire aux torons axiaux (UD90°) ;
- des éprouvettes découpées dans le sens des torons hors axe qui sont orientés à 45° par rapport aux torons axiaux (UD45°) ;

La découpe des éprouvettes est faite par usinage à l'aide d'une meule diamantée. Les dimensions des éprouvettes sont définies selon la norme NF EN 2561 qui garantit l'acceptabilité des résultats d'essais (FIG. 3.3). Ainsi, la norme stipule que des talons soient collés sur les éprouvettes pour un bon amarrage au niveau des mors de la machine de traction de telle sorte que le principe de Saint Venant soit respecté.

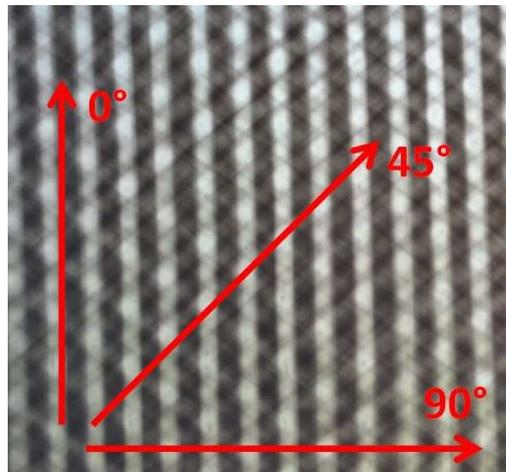


FIGURE 3.2 – Direction de découpe des éprouvettes



FIGURE 3.3 – Dimensions des éprouvettes

### c. Essai de traction longitudinale

Cet essai permet d'obtenir le module d'Young  $E_{11}$  et les coefficients de poisson  $\nu_{12}$  et  $\nu_{13}$  ainsi que la contrainte à la rupture  $\sigma_{11}^r$  et la déformation à la rupture  $\varepsilon_{11}^r$  du matériau suivant la direction des torons axiaux (torons orientés à  $0^\circ$ ). Le module  $E_{11}$  correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe (contrainte nominale - déformation nominale longitudinale FIG. 3.4) alors que le coefficient de poisson  $\nu_{12}$  est, en valeur absolue, le rapport de la déformation transversale mesurée suivant la direction perpendiculaire à l'axe de sollicitation sur la déformation longitudinale. Quant au coefficient de poisson  $\nu_{13}$ , il est, en valeur absolue, le rapport de la déformation hors plan qui est mesurée suivant l'épaisseur sur la déformation longitudinale (FIG. 3.5).

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart type
$E_{11}$ (GPa)	21,22	0,84
$\nu_{12}$	0,38	0,09
$\nu_{13}$	0,35	
$\sigma_{11}^r$ (MPa)	353,18	30,46
$\varepsilon_{11}^r$ (%)	2,26	0,18

TABLE 3.1 – Grandeurs mesurées suivant la direction  $0^\circ$

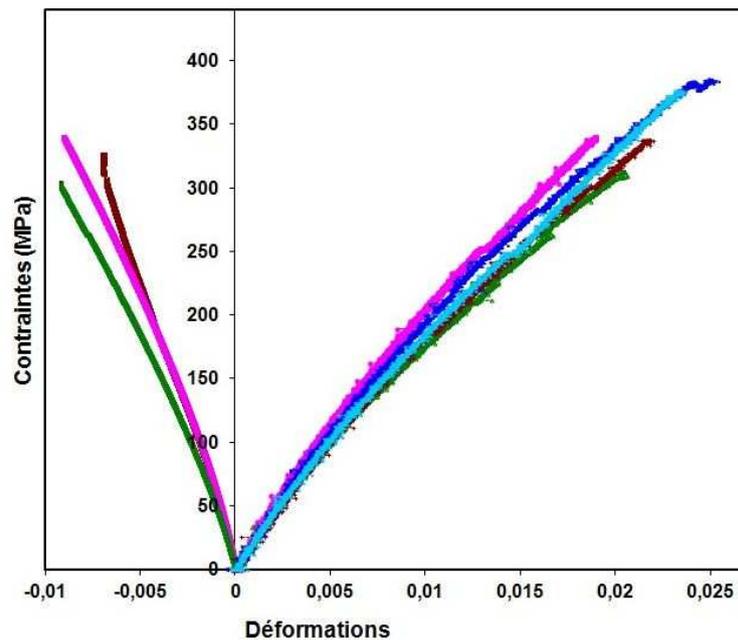


FIGURE 3.4 – Essais de traction longitudinale : contraintes en fonction des déformations longitudinales et transversales

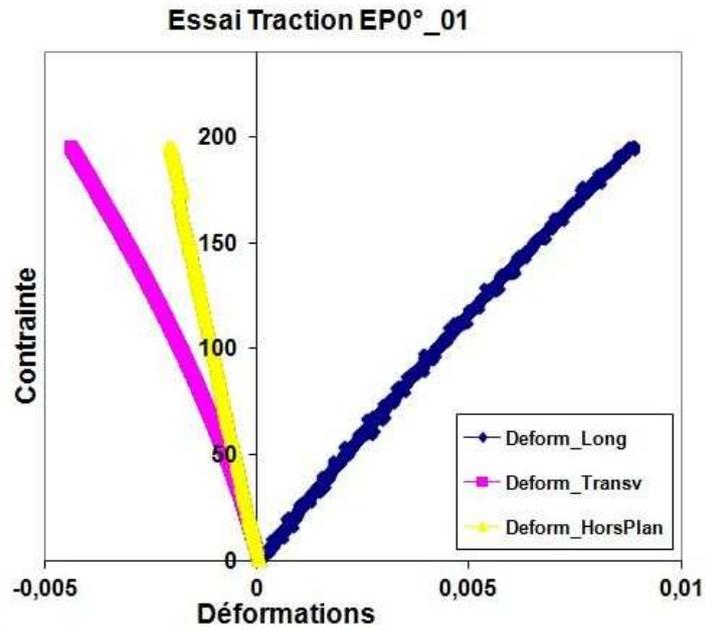


FIGURE 3.5 – Essai de traction longitudinale : contraintes en fonction des déformations longitudinales, transversales et hors plan

#### d. Essai de traction transversale

Cet essai de traction sur une éprouvette à  $90^\circ$  permet de déterminer le module d'Young  $E_{22}$ , les coefficients de poisson  $\nu_{21}$  et  $\nu_{23}$ , la contrainte à rupture  $\sigma_{22}^r$  et la déformation à rupture  $\varepsilon_{22}^r$ . Ces grandeurs transversales sont identifiées selon la même démarche qui a permis d'obtenir les grandeurs longitudinales.

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart type
$E_{22}$ (GPa)	15,93	1,17
$\nu_{21}$	0,27	0,1
$\nu_{23}$	0,42	
$\sigma_{22}^r$ (MPa)	109,58	3,81
$\varepsilon_{22}^r$ (%)	1,12	0,36

TABLE 3.2 – Grandeurs mesurées suivant la direction  $90^\circ$

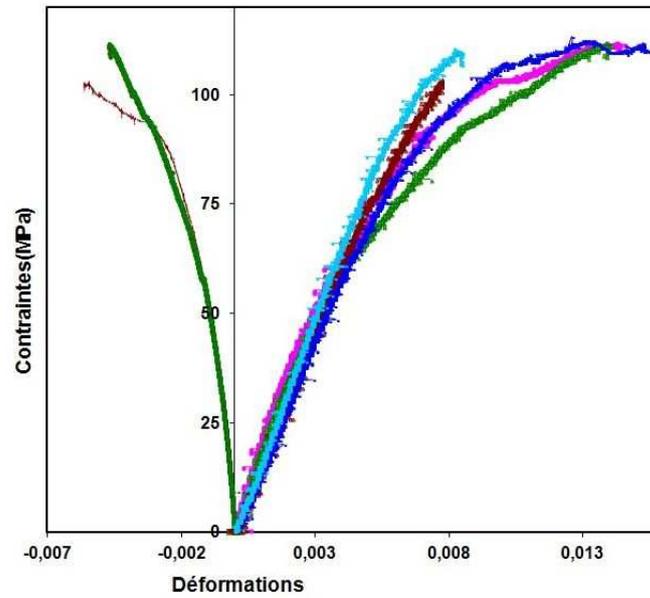


FIGURE 3.6 – Essais de traction transversale : contraintes en fonction des déformations longitudinales et transversales

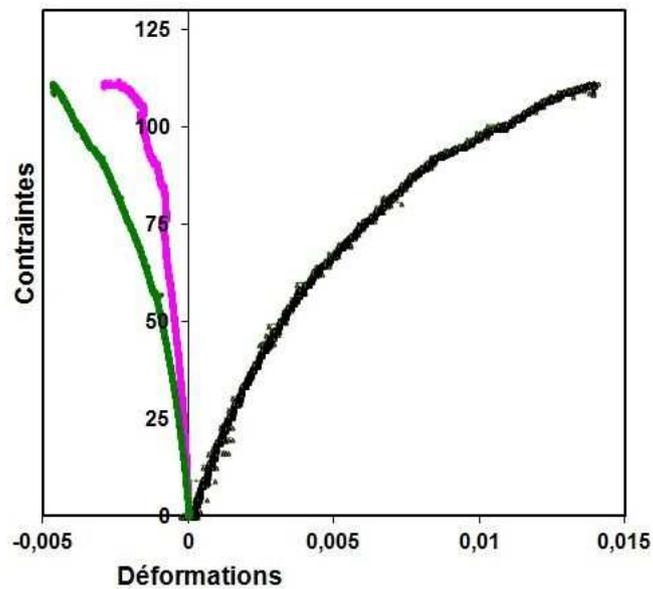


FIGURE 3.7 – Essai de traction transversale : contraintes en fonction des déformations longitudinales, transversales et hors plan

### e. Essai de cisaillement plan

En réalité, il s'agit d'un essai de traction réalisé sur une éprouvette découpée à 45° [8]. Il permet d'obtenir directement le module  $E_{45}$  qui correspond à la pente de la partie linéaire de la courbe (contrainte  $\sigma_{45}$  - déformation  $\varepsilon_{45}^{xx}$ ), la déformation  $\varepsilon_{45}^{xx}$  étant mesurée suivant la direction parallèle au chargement mécanique. Par ailleurs, la déformation  $\varepsilon_{45}^{yy}$  est mesurée suivant la direction perpendiculaire au chargement. Le module de cisaillement  $G_{12}$  est alors déterminé à partir des modules  $E_{45}$ ,  $E_{11}$ ,  $E_{22}$  et  $\nu_{12}$  selon l'équation ci-dessous :

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_{11}} - \frac{1}{E_{22}} + 2\frac{\nu_{12}}{E_{11}} \quad (3.7)$$

Cet essai permet également d'identifier la contrainte à la rupture  $\sigma_{45}^r$  et les déformations à la rupture  $\varepsilon_{45}^{xx(r)}$  et  $\varepsilon_{45}^{yy(r)}$ . C'est à partir de ces grandeurs à la rupture que sont déduites la contrainte de cisaillement à la rupture  $\tau_{xy}^r$  et la déformation de cisaillement à la rupture  $\gamma_{xy}^r$ .

$$\tau_{xy}^r = \frac{\sigma_{45}^r}{2} \quad (3.8)$$

$$\gamma_{xy}^r = \varepsilon_{45}^{xx(r)} - \varepsilon_{45}^{yy(r)} \quad (3.9)$$

Finalement, les grandeurs caractéristiques du comportement en cisaillement plan sont récapitulées dans le tableau ci dessous.

Grandeurs mesurées	Moyenne
$G_{12}$ (GPa)	8,50
$\tau_{xy}^r$ (MPa)	110,34
$\gamma_{xy}^r$ (%)	1,36

TABLE 3.3 – Caractéristiques en cisaillement plan du matériau

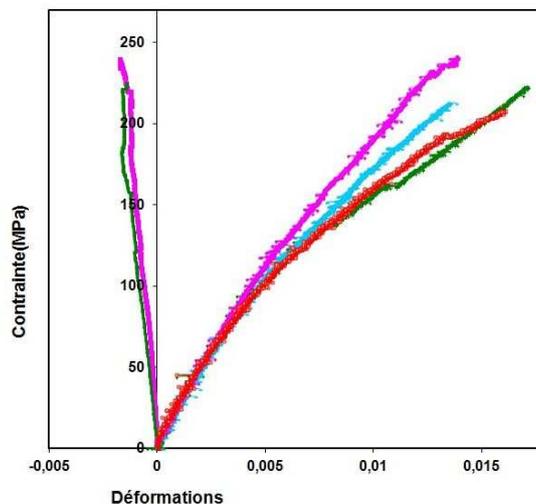


FIGURE 3.8 – Essais de cisaillement plan : contraintes  $\sigma_{45}$  en fonction des déformations  $\varepsilon_{45}^{xx}$  et  $\varepsilon_{45}^{yy}$

On constate, en analysant les différentes courbes de tractions, des dispersions en fin d'essais (grandeurs à la rupture) qu'on pourrait attribuer à la sensibilité des instruments utilisés pour mesurer les déformations. En effet, ces appareils sont très réactifs au moindre mouvement qui proviendrait des phénomènes de dégradation du matériau.

Enfin, l'analyse des valeurs et des courbes issues des essais de traction permet de constater que :

- comme on pouvait s'y attendre vues les orientations des torons, le comportement mécanique du matériau présente un déséquilibre entre les directions X et Y. Ce déséquilibre est à l'opposé de ce qui est observé pour certains composites tissés 2D [54] [6] ou interlock 3D tissés dont les torons sont disposés de manière perpendiculaire en chaînes et en trames. Si les modules d'Young  $E_{11}$  et  $E_{22}$  sont plus ou moins dans les mêmes ordres de grandeurs avec une différence d'environ 5 GPa, les différences notées sur les contraintes et déformations à la rupture suivant ces deux directions sont très significatives. En effet, la contrainte à la rupture  $\sigma_{22}^r$  est presque trois fois plus faible que la contrainte à la rupture  $\sigma_{11}^r$  alors que la déformation à la rupture  $\varepsilon_{22}^r$  est, quant à elle, presque deux fois plus faible que la déformation à la rupture  $\varepsilon_{11}^r$ . Ce déséquilibre peut engendrer des initiations prématurées de mécanismes de rupture dans la direction Y.

- le comportement du matériau présente une certaine non linéarité qui pourrait être due soit à un éventuel comportement élasto-viscoplastique du matériau, soit à une initiation de mécanismes d'endommagement qui intervient assez tôt lors du chargement, soient à d'autres phénomènes inconnus. Pour vérifier l'élasto-viscoplasticité du matériau, la réalisation d'essais monotones avec des vitesses de chargement différentes et la réalisation des essais de charge-décharge constituent les méthodes les plus souvent utilisées. Ainsi, des essais de charge-décharge sur des éprouvettes à  $0^\circ$  et à  $45^\circ$  sont mis en place pour comparer l'évolution des déformations en traction et l'évolution des déformations en compression lors d'un cycle donné. On cherche à analyser les allures des courbes et à évaluer éventuellement la présence de déformations irréversibles qui pourraient être dues à la plasticité ou à l'endommagement. Un essai de charge-décharge (en particulier un cycle) consiste :

- i) à appliquer sur une éprouvette une contrainte en traction inférieure à la contrainte de rupture du matériau,
- ii) à effectuer automatiquement une décharge (compression) jusqu'à revenir à une contrainte nulle,
- iii) et à maintenir l'éprouvette serrée pendant une certaine durée pour vérifier l'évolution des déplacements (si toutefois les déplacements préalablement enregistrés sur l'éprouvette par le capteur lors de la mise en charge ne reviennent pas directement à la position initiale).

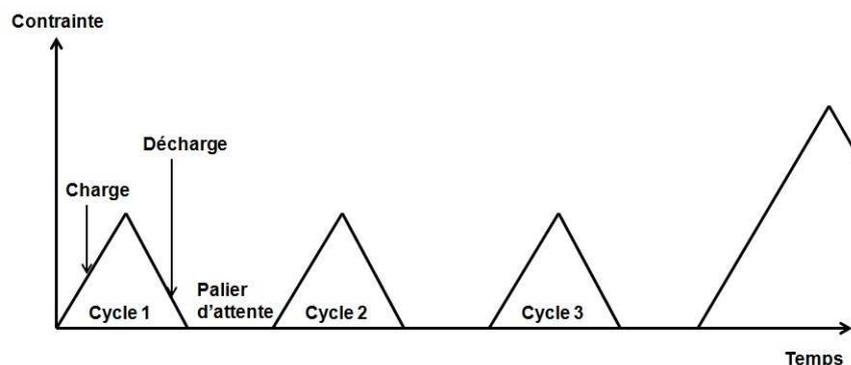


FIGURE 3.9 – Schéma descriptif de l'essai charge-décharge

Ainsi, des essais de charge-décharge sur des éprouvettes à  $0^\circ$  et à  $45^\circ$  ont permis de privilégier la thèse de l'endommagement comme cause principale de la non linéarité. En effet, les courbes de traction et de compression pour des éprouvettes à  $45^\circ$  sollicitées à 70MPa et à 100MPa ( FIG. 3.10) restent confondues et parfaitement linéaires alors que pour des éprouvettes à  $0^\circ$  sollicitées à 165MPa et à 210MPa ( FIG. 3.11), on constate une non linéarité des différentes courbes. Par la suite, il a été montré qu'à de tels niveaux de contrainte, l'endommagement de l'éprouvette à  $0^\circ$  est déjà amorcé. Le chapitre 4 permettra d'approfondir l'analyse.

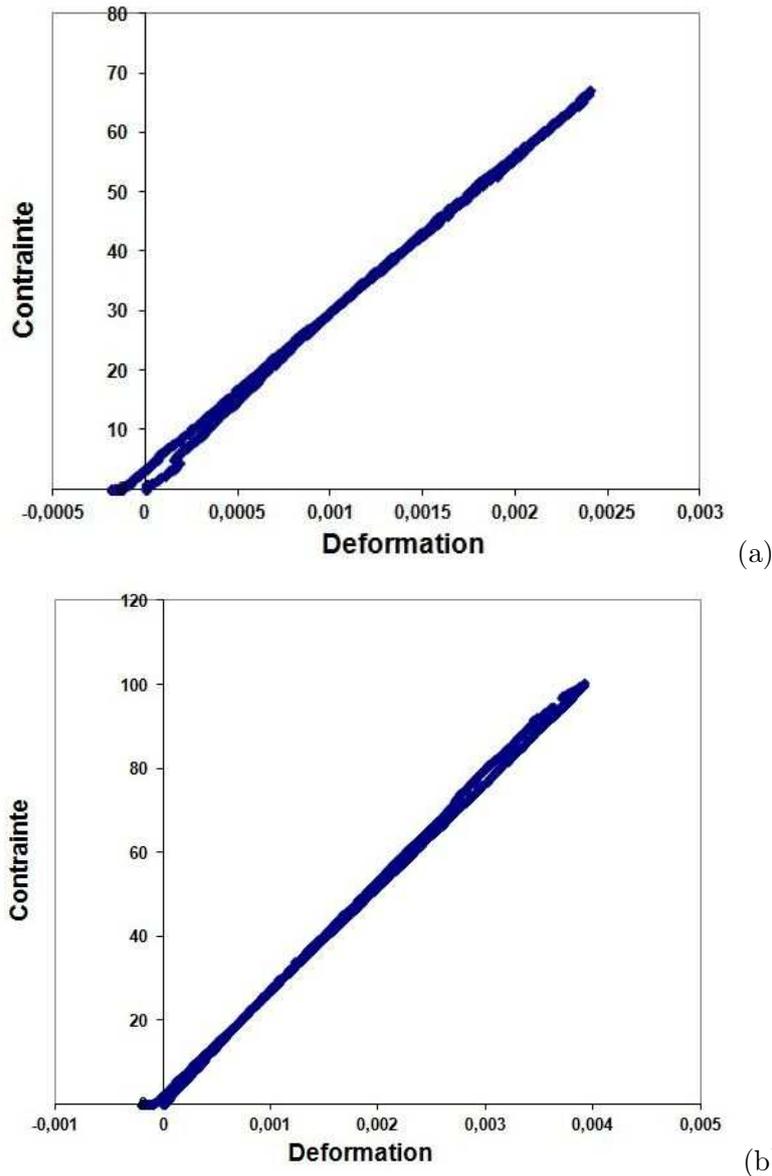


FIGURE 3.10 – Absence de non linéarité pour des éprouvettes à  $45^\circ$  sollicitées à des contraintes de 70MPa et 100MPa où le matériau reste à un état non endommagé

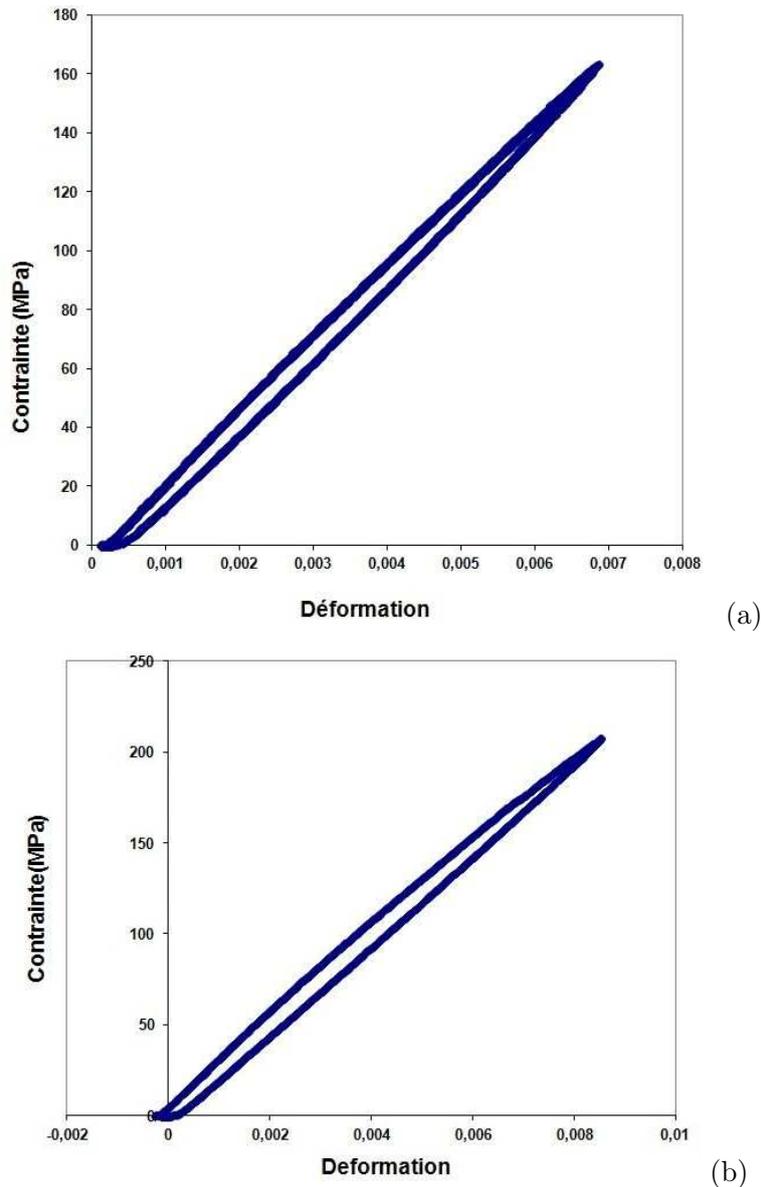


FIGURE 3.11 – Présence de non linéarité sur des éprouvettes à  $0^\circ$  sollicitées à des contraintes de 165MPa et 210MPa qui sont suffisamment élevées pour causer l'endommagement du matériau

Par ailleurs, plusieurs niveaux de contraintes ont été testés. A chaque fois, le cycle est répété trois fois (sans démonter l'éprouvette). L'évolution des modules  $E_{11}$  et  $E_{45}$  suivant les trois cycles de charge-décharge interpelle. En effet, les modules ont tendance à augmenter au deuxième cycle par rapport à ceux déterminés au premier cycle. Et au troisième, ils ont tendance à diminuer ou à se stabiliser par rapport aux modules du deuxième cycle. Ce phénomène est assez courant pour certains composites textiles et est attribué aux courbures des torons comme l'attestent les observations de la microstructure au chapitre 2. En effet, ces torons ont tendance à se tendre pour emprunter une position rectiligne et parallèle à l'axe de sollicitation, ce qui entraîne un sursaut de rigidité.

Parallèlement, le même type de matériau n'ayant pas subi de post cuisson (matériau sous réticulé) après la polymérisation a été testé pour tenter de comprendre les éventuels impacts de la post cuisson sur les propriétés mécaniques du matériau. Toutefois, la plaque reçue présentait, par endroits, beaucoup de porosités ; d'où les difficultés qu'on a eu pour découper des éprouvettes ne disposant pas de défauts. Outre les dispersions notées sur les fractions volumiques qui sont un peu plus élevées que celles des matériaux précédents ayant subi une opération de post cuisson et qui peuvent rendre difficile la corrélation des résultats, on constate que :

- les déformations pour le matériau sous réticulé (éprouvettes à 0°) sont moins importantes malgré leur fraction volumique plus élevée alors que les contraintes correspondantes sont largement supérieures ;
- enfin, les contraintes à la rupture pour les éprouvettes à 90° du matériau sous réticulé sont également plus faibles.

En réalité, la post cuisson permet d'améliorer la température de transition vitreuse  $T_g$  et les propriétés mécaniques de la résine mais cette opération semble affecter certaines propriétés du matériau final comme les grandeurs à la rupture.

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart type
$E_{11}$ (GPa)	26,77	2,57
$E_{22}$ (GPa)	20,54	1,21
$G_{12}$ (GPa)	9,04	-
$\sigma_{11}^r$ (MPa)	436,70	29,73
$\sigma_{22}^r$ (MPa)	72,45	12,81
$\tau_{xy}$ (MPa)	119,9	5,60
$\varepsilon_{11}^r$ (%)	2,03	0,12
$\varepsilon_{22}^r$ (%)	0,08	0,03
$\gamma_{xy}$ (%)	0,17	0,021

TABLE 3.4 – Propriétés mécaniques identifiées sur un composite sous réticulé

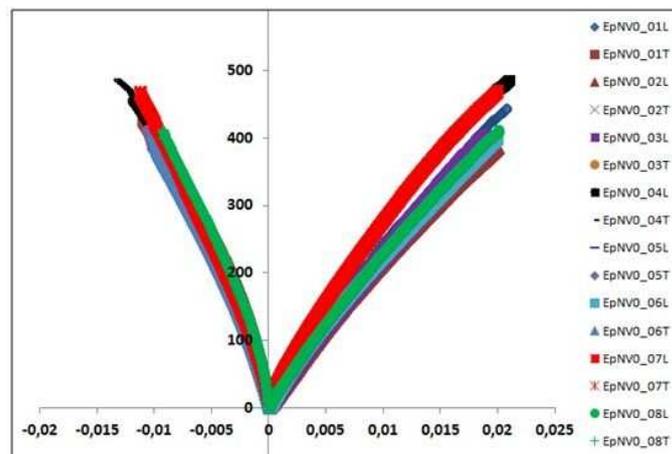


FIGURE 3.12 – Essais de traction longitudinale sur le matériau sous réticulé

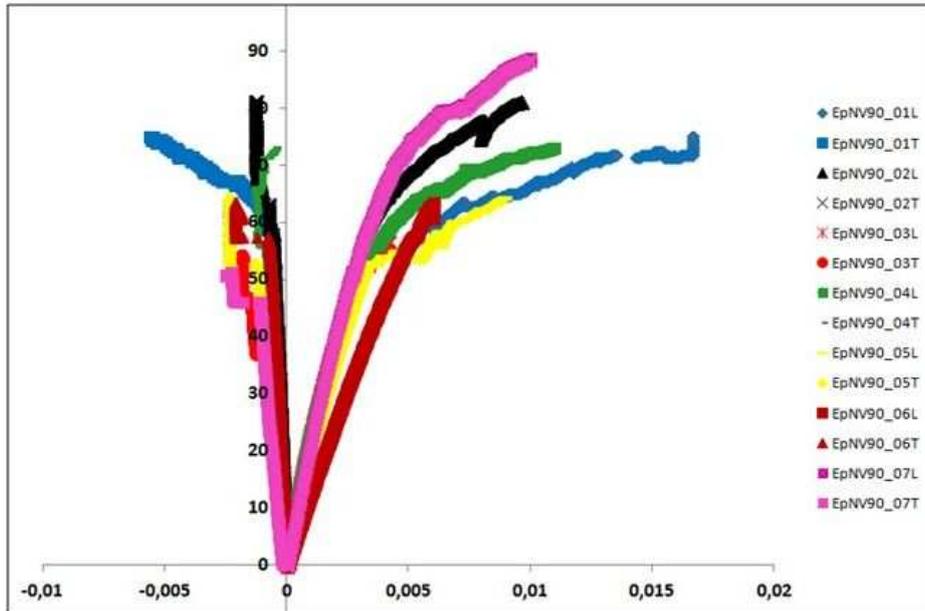


FIGURE 3.13 – Essais de traction transversale sur le matériau sous réticulé

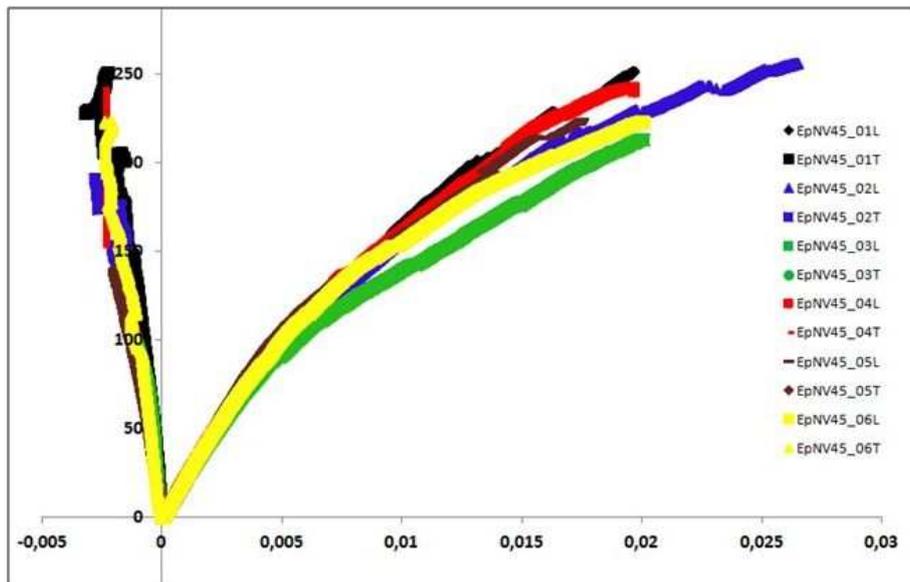


FIGURE 3.14 – Essais de cisaillement plan sur le matériau sous réticulé

### 3.2.1.2 Essais de compression

#### Description de l'essai

Le module d'Young  $E_{33}$  est la caractéristique mécanique hors plan du composite et est mesuré suivant l'épaisseur. Contrairement aux modules  $E_{11}$  et  $E_{22}$ , il n'est pas possible de réaliser un essai de traction suivant cette direction à cause des dimensions de la plaque. L'alternative consiste à substituer l'essai de traction par un essai de compression sur des disques [6] [41] ou sur des cubes [30] en supposant que les rigidités du matériau en compression et en traction sont équivalentes. Les disques utilisés ont des diamètres de 18mm et 36mm. Les diamètres des disques sont choisis de telle sorte qu'ils puissent contenir au moins un motif de base du tissage tel que défini au chapitre 5. Les échantillons sont découpés à l'aide d'une machine rotative équipée d'un emporte-pièce.

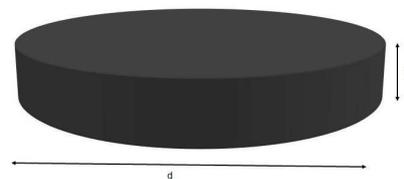


FIGURE 3.15 – Disque

Le disque est placé entre deux plateaux. Ainsi, le plateau supérieur se déplace et permet d'appliquer une force  $F$  sur la surface de l'échantillon ( $S = \frac{4pi^2}{d^2}$ ). La compression de l'échantillon est matérialisée par la diminution de son épaisseur initiale. Celle-ci est d'abord mesurée grâce à un système d'extensométrie laser (AVE). En effet, il s'agit de marquer deux repères sur l'échantillon, à savoir des points mouchards, d'enregistrer leur déplacement par ce système laser (vidéo) et d'en déduire la déformation correspondante. Parallèlement, un capteur LVDT est également monté sur le dispositif pour mesurer le déplacement du plateau supérieur et en déduire la déformation en compression. Cela permet d'avoir deux séries de mesures pour s'assurer de la convergence des résultats d'essais.

Vues les épaisseurs des échantillons, on prend la précaution d'appliquer des forces permettant de rester dans le domaine élastique pour ne pas endommager le dispositif d'essai. De même, des vitesses très faibles de 0.2mm/mn sont utilisées pour mieux contrôler l'essai.

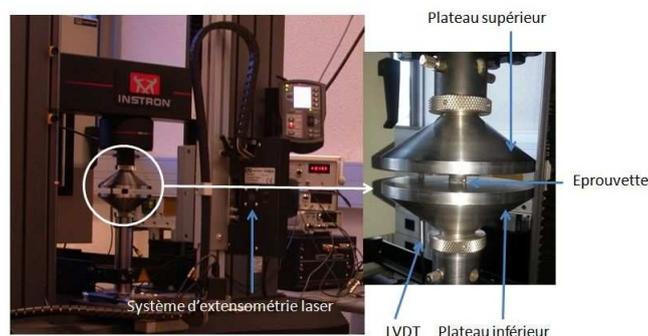


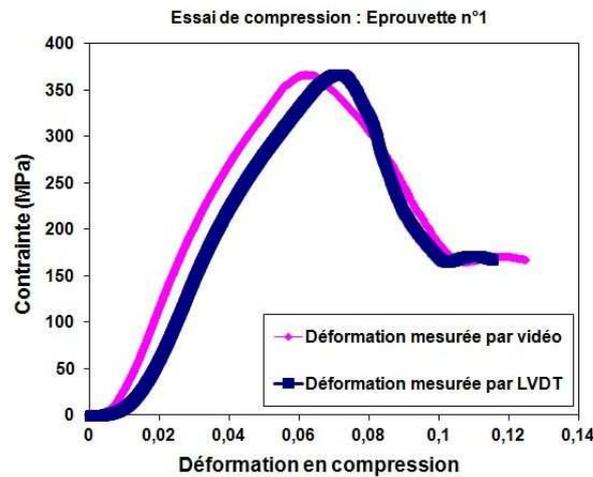
FIGURE 3.16 – Dispositif d'un essai de compression

### Résultats : Détermination du module d'Young hors plan

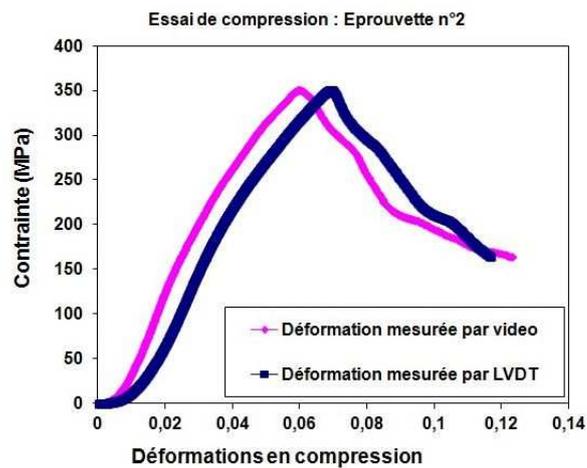
La diminution de l'épaisseur en fonction du chargement mécanique est matérialisée par une courbe dont l'axe des ordonnées correspond aux contraintes et l'axe des abscisses correspond aux déformations en compression des échantillons. En effet, la contrainte considérée est la contrainte nominale qui est le rapport entre la force appliquée et la section de l'échantillon :

$$\sigma_n = \frac{F}{\frac{4pi}{d^2}} \quad (3.10)$$

Quant aux déformations, elles correspondent soit au rapport de la variation de la distance entre les mouchards et la distance initiale avant mise en charge, soit au rapport entre le déplacement du plateau supérieur enregistré par le capteur LVDT et l'épaisseur initiale de l'échantillon. Enfin, le module  $E_{33}$  est obtenu en traçant la pente à la partie linéaire de chaque courbe.



(a)



(b)

FIGURE 3.17 – Essais de compression : Déformations mesurées par système laser (vidéo) et par capteur LVDT

Toutes les courbes sont précédées par un palier à contrainte nulle représentant l'étape de mise en charge qui permet de rattraper le jeu entre les plateaux et l'échantillon. Ce phénomène est inhérent à ce type d'essai comme il est aussi noté par Bassery [6].

Essais	$E_{33}$ avec LVDT (GPa)	$E_{33}$ avec video (GPa)
1	12,73	10,53
2	7,72	9,09
3	8,15	8,33
4	8,72	9,52
5	13,63	11,11
Moyenne	10,19	9,72
Ecart type	2,77	1,11

TABLE 3.5 – Modules  $E_{33}$  déterminés par des essais de compression

A travers l'écart type, on remarque une légère dispersion des résultats obtenus par essais de compression. Cette dispersion est plus marquée pour les résultats dont les déformations sont déterminées par le capteur LVDT. La dispersion des résultats peut s'expliquer par au moins trois raisons :

- soit par un défaut de parallélisme des deux plateaux ;
- soit par un défaut géométrique des plaques sur lesquelles sont découpés les échantillons (défaut parallélisme entre la face supérieure et la face inférieure du disque) ;
- soit par une différence de microstructure locale des échantillons. En effet, même si les disques sont découpés sur la même plaque, il arrive que certains soient extraits à des zones plus denses en fibres que d'autres. C'est pour cette raison qu'on a cherché à tester des éprouvettes les plus larges possibles pour minimiser ce phénomène.

### 3.2.1.3 Essais de flexion sur appuis rapprochés

#### Description de l'essai

Cet essai est défini par la norme NF EN ISO 14130 et consiste à appliquer un effort de flexion simple sur une éprouvette parallélépipédique. En effet, l'effort est appliqué au moyen d'une panne centrale. Quant à l'éprouvette, elle s'appuie sur deux autres pannes cylindriques qui sont libres en rotation pour provoquer une rupture par cisaillement interlaminaire (CIL). En effet, la flèche est mesurée par un capteur LVDT qui est placé sous l'éprouvette et entre les deux appuis : on suppose qu'elle est la même que la flèche de l'axe neutre. Les essais de flexion permettent d'obtenir les modules de cisaillement hors plan  $G_{13}$  et  $G_{23}$  ainsi que les contraintes de cisaillement  $\tau_{13}$  et  $\tau_{23}$ . Les grandeurs  $G_{13}$  et  $\tau_{13}$  sont déterminées sur des éprouvettes découpées suivant  $0^\circ$  alors que les grandeurs  $G_{23}$  et  $\tau_{23}$  sont déterminées sur des éprouvettes découpées suivant  $90^\circ$ .

Comme il est rappelé par Krawczak [42], cet essai ne produit pas un cisaillement pur et ne garantit pas aussi une contrainte de cisaillement uniforme au sein de l'éprouvette. En même temps, les contraintes normales de flexion sont toujours présentes. D'où cette solution de rapprocher les deux appuis ; la diminution de la distance entre les appuis conserve les efforts tranchants qui génèrent la contrainte de cisaillement (maximale dans le plan médian) et réduit les contraintes normales de flexion.

L'essai est réalisé sur une machine de traction équipée d'un dispositif conçu au centre des matériaux pour faire office de sollicitation en flexion. Ce dispositif comprend un support mobile sur lequel sont montés les deux appuis rapprochés. Il comprend aussi un support fixe sur lequel est monté la panne centrale.

En effet, la longueur et la largeur de l'éprouvette, la distance entre les appuis et les diamètres de la panne centrale et des appuis sont définis en fonction de l'épaisseur  $h$  de l'éprouvette. Ainsi, il est préconisé un rapport de 10 entre la longueur  $L$  de l'éprouvette et son épaisseur ( $L = 10h$ ), un rapport de 5 entre la largeur  $B$  de l'éprouvette et son épaisseur ( $5h$ ) et une distance entre les appuis  $D$  égale à  $5h$  ( $D = 5h$ ) [42].

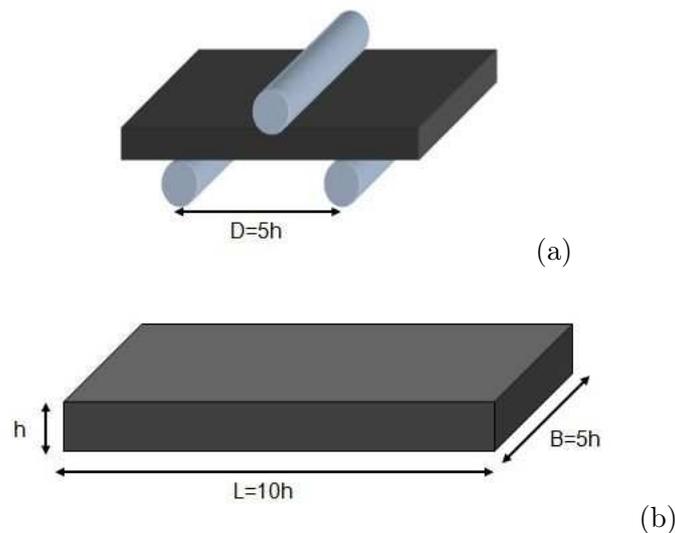


FIGURE 3.18 – (a) Schéma illustratif d'un essai de flexion à trois points (b) Dimensions des éprouvettes testées

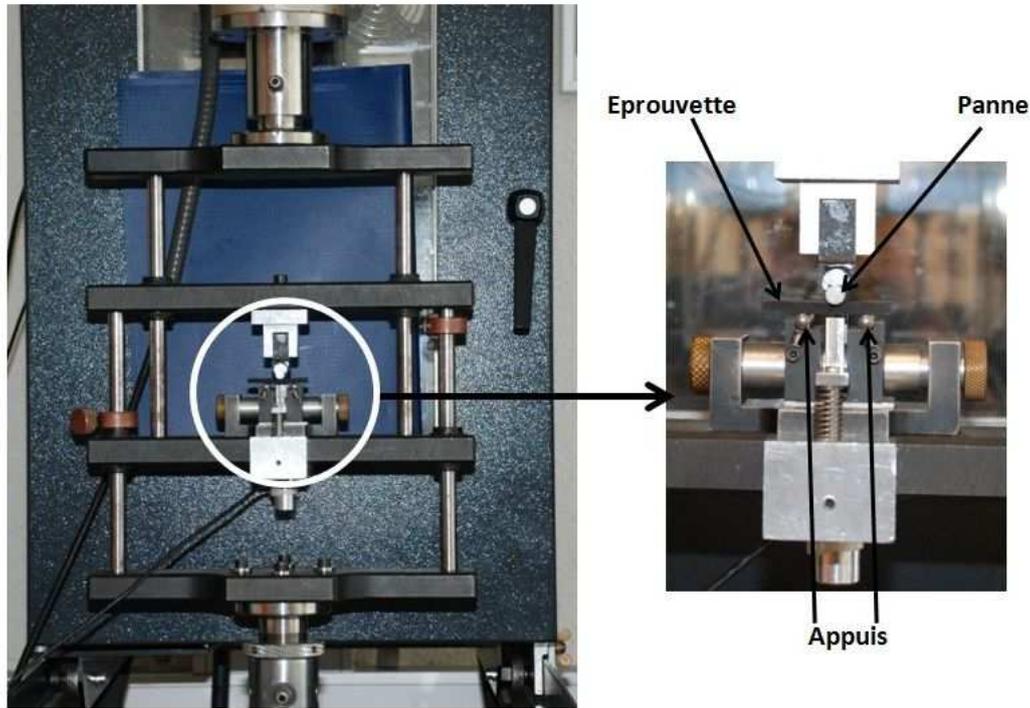


FIGURE 3.19 – Montage de l'essai de flexion

### Résultats : Détermination des propriétés en cisaillement dans le plan $xz$ (13)

La contrainte de cisaillement interlaminaire  $\tau_{13}$  est déterminée à partir des dimensions  $h$  et  $B$  de l'éprouvette et de l'effort appliqué  $F$  selon l'équation ci-dessous :

$$\tau_{13} = \frac{3F}{4Bh} \quad (3.11)$$

Quant au module de cisaillement  $G_{13}$ , des formules corrigées sont proposées pour son identification [63] [57]. Elles lient l'effort appliqué  $F$ , la flèche mesurée  $f$ , les dimensions  $h$  et  $B$  de l'éprouvette, la distance entre appuis  $D$  et le module  $E$ . Le module  $E$  peut être le module de flexion apparent  $E_f$ , déterminé en fonction de la pente de la partie linéaire de la courbe effort de flexion - flèche.

$$E_f = \frac{\Delta F}{\Delta f} \frac{D^3}{4Bh^3} \quad (3.12)$$

Par ailleurs, le module de flexion  $E_f$  est très fluctuant. En alternative, le module d'Young  $E_{11}$  peut lui être substitué même si les deux modules peuvent être légèrement différents dans la direction des fibres.

L'une des formules corrigées utilisée pour déduire le module de cisaillement  $G_{13}$  est :

$$f = \frac{FD^3}{48EI_0} + \frac{FL}{4G_{13}S_{r0}} \quad (3.13)$$

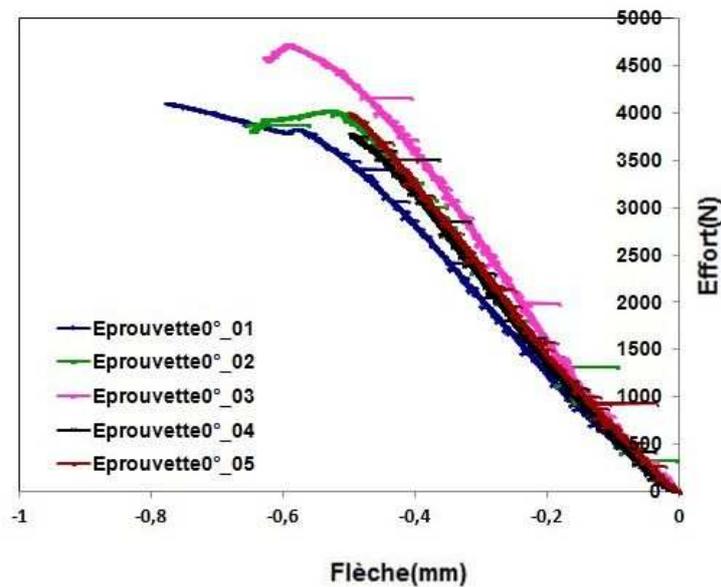
Où  $I_0 = \frac{Bh^3}{12}$  est le moment d'inertie alors que  $S_{r0} = \frac{5Bh}{6}$  est la section réduite. Finalement, on a :

$$f = \frac{FD^3}{4EBh^3} + \frac{3FD}{10G_{13}Bh} \quad (3.14)$$

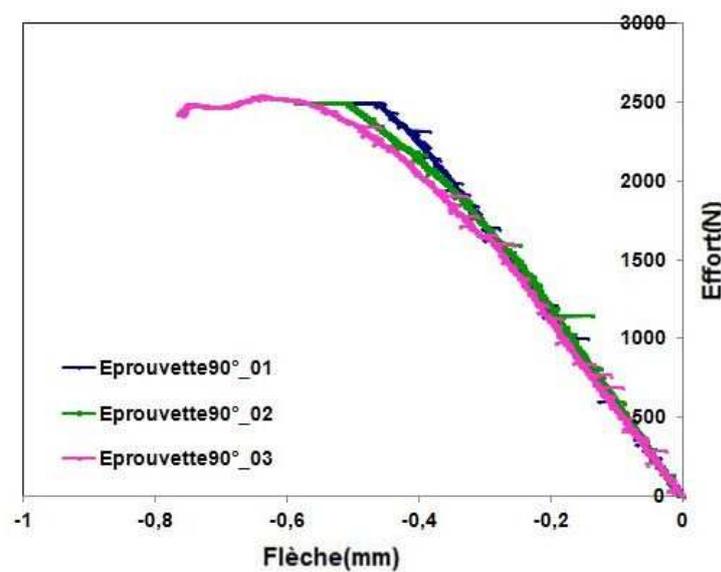
Par analogie, la démarche et les mêmes équations sont utilisées pour obtenir les grandeurs  $\tau_{23}$  et  $G_{23}$ .

Grandeurs mesurées	Moyenne	Ecart type
$G_{13}$ (GPa)	3,887	0,37
$G_{23}$ (GPa)	2,841	0,52
$\tau_{13}$ (MPa)	42,07	4,69
$\tau_{23}$ (MPa)	27,92	2,65

TABLE 3.6 – Propriétés mécaniques du matériau en cisaillement dans les plans xz et yz



(a)



(b)

FIGURE 3.20 – Essais de flexion : (a) éprouvette à  $0^\circ$  et (b) éprouvette à  $90^\circ$

### 3.2.1.4 Identification de la matrice de rigidité

Les coefficients de la matrice de rigidité  $C_{ij}$  ou de la matrice de souplesse  $S_{ij}$  sont déduits des modules élastiques par des formules analytiques [8].

Modules d'élasticité	Résultats expérimentaux
$E_{11}$ (GPa)	21.22
$E_{22}$ (GPa)	15.93
$E_{33}$ (GPa)	9.72
$G_{12}$ (GPa)	8.50
$G_{13}$ (GPa)	3.9
$G_{23}$ (GPa)	2.8
$\nu_{12}$	0.38
$\nu_{13}$	0.35
$\nu_{23}$	0.42

TABLE 3.7 – Tableau récapitulatif des modules élastiques

Il est plus pratique de déterminer la matrice de souplesse et de l'inverser pour obtenir la matrice de rigidité.

$$\begin{aligned}
 S_{11} &= \frac{1}{E_{11}}, S_{22} = \frac{1}{E_{22}}, S_{33} = \frac{1}{E_{33}}, \\
 S_{12} &= \frac{-\nu_{12}}{E_{11}}, S_{13} = \frac{-\nu_{13}}{E_{11}}, S_{23} = \frac{-\nu_{23}}{E_{22}}, \\
 S_{44} &= \frac{1}{G_{12}}, S_{55} = \frac{1}{G_{13}}, S_{66} = \frac{1}{G_{23}}
 \end{aligned}$$

Ainsi, on obtient pour le matériau n°1, constitué d'un renfort tressé 3D en fibres de verre :

$$[C] = \begin{bmatrix} 27,98 & 11,06 & 7,32 & 0 & 0 & 0 \\ 11,06 & 22,22 & 7,47 & 0 & 0 & 0 \\ 7,32 & 7,47 & 12,81 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2,8 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3,9 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 8,5 \end{bmatrix} \quad (3.15)$$

La simulation numérique d'un essai de flexion à trois points a été réalisée pour valider la matrice de rigidité établie. Enfin, une comparaison des résultats expérimentaux issus des essais de flexion et des résultats numériques issus de la simulation montre une bonne convergence des résultats comme l'illustre la figure suivante.

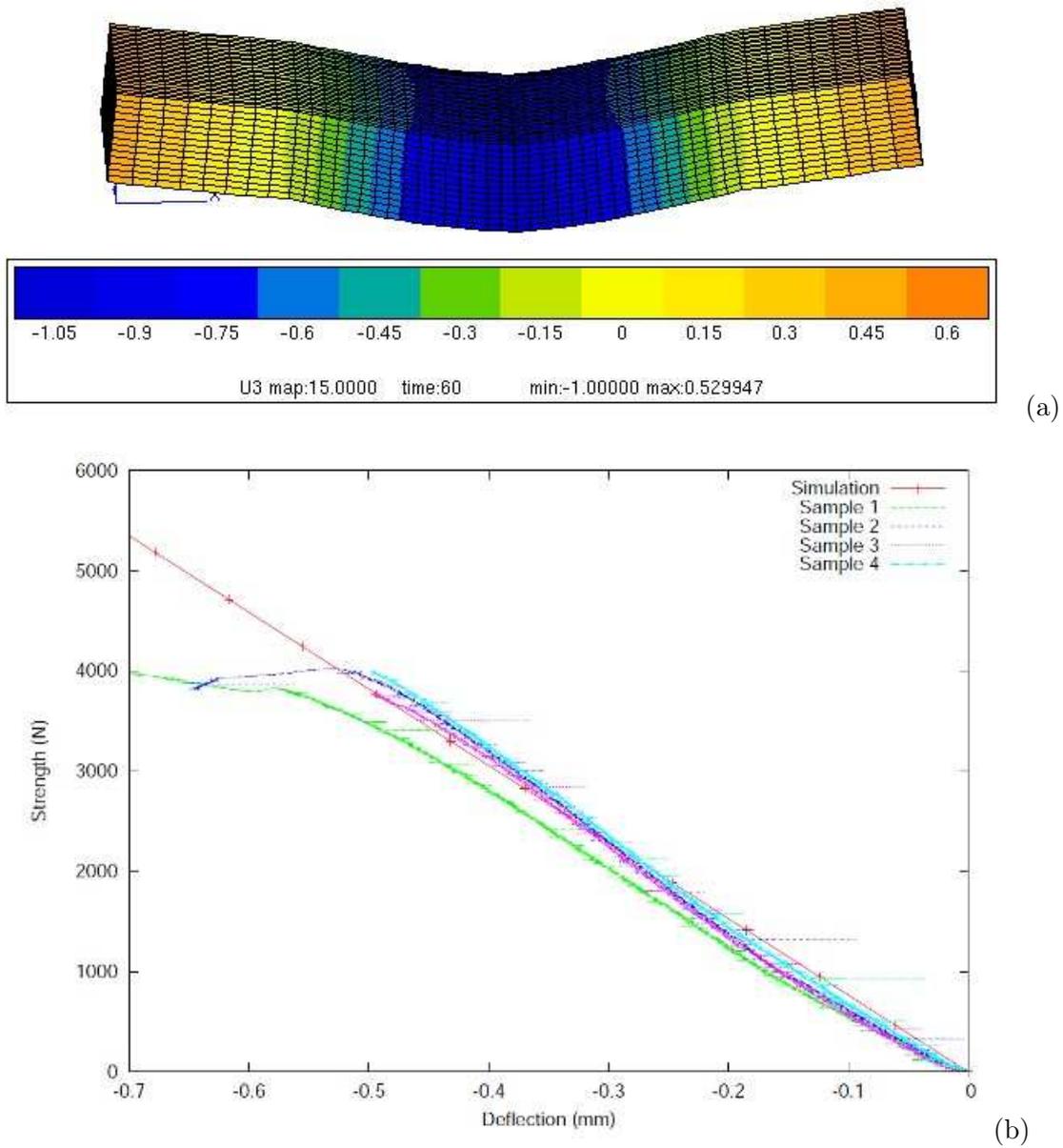


FIGURE 3.21 – Validation de la matrice de rigidité : (a) Mise en évidence de la déformée en flexion (b) Corrélation des courbes expérimentales et de la courbe issue des résultats de simulation

### 3.2.2 Caractérisation des composites en fibres de carbone

Les composites en fibres de carbone dont les résultats de caractérisation mécanique sont présentés dans ce paragraphe concernent les matériaux n°2, n°3 et n°4 tels que résumés dans le chapitre 2 (Table 2.1).

Le comportement de ces matériaux étant supposé orthotrope à l'image du matériau n°1, le même protocole expérimental et les mêmes conditions d'essai sont reconduits.

Néanmoins, les épaisseurs des plaques sont très faibles pour permettre la réalisation des essais de flexion. En effet, les épaisseurs sont inférieures à 1mm. Ainsi, la distance entre appuis ne devrait pas permettre de placer le capteur LVDT mesurant la flèche de l'éprouvette si on veut respecter les conditions définies au chapitre précédent.

Par ailleurs, il n'a pas été également possible de déterminer les coefficients de poisson  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$  car la distance initiale entre les deux palpeurs du capteur (FIG. 3.1.b) est supérieure à l'épaisseur des éprouvettes. L'alternative serait de recourir à la modélisation multiéchelle pour déterminer ces différents modules.

Finalement, seuls des essais de traction et de compression sont réalisés sur chacun des matériaux. Ainsi, les grandeurs  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $G_{12}$ ,  $\sigma_{11}^r$ ,  $\sigma_{22}^r$ ,  $\tau_{xy}$ ,  $\varepsilon_{11}^r$ ,  $\varepsilon_{22}^r$ ,  $E_{33}$ ,  $\nu_{12}$  et  $\nu_{21}$  ont pu être identifiées et résumées dans le tableau ci-dessous.

Grandeurs mesurées	Matériau n°2	Matériau n°3	Matériau n°4
$E_{11}$ (GPa)	61,4	63,6	58,6
$E_{22}$ (GPa)	20,3	23,9	8,9
$E_{33}$ (GPa)	9,1	6,8	4,7
$G_{12}$ (GPa)	23,45	15,33	-
$\nu_{12}$ (GPa)	0,72	0,72	-
$\nu_{21}$ (GPa)	0,25	0,25	-
$\sigma_{11}^r$ (MPa)	919,4	691,7	507,4
$\sigma_{22}^r$ (MPa)	191,7	69,7	45,5
$\tau_{xy}$ (MPa)	274,8	77,0	-
$\varepsilon_{11}^r$ (%)	1,5	1,1	0,9
$\varepsilon_{22}^r$ (%)	1,1	0,6	0,5

TABLE 3.8 – Propriétés mécaniques des matériaux en fibres de carbone

Pour l'illustration, seules les courbes issues des essais sur le matériau n°2 sont présentées ici.

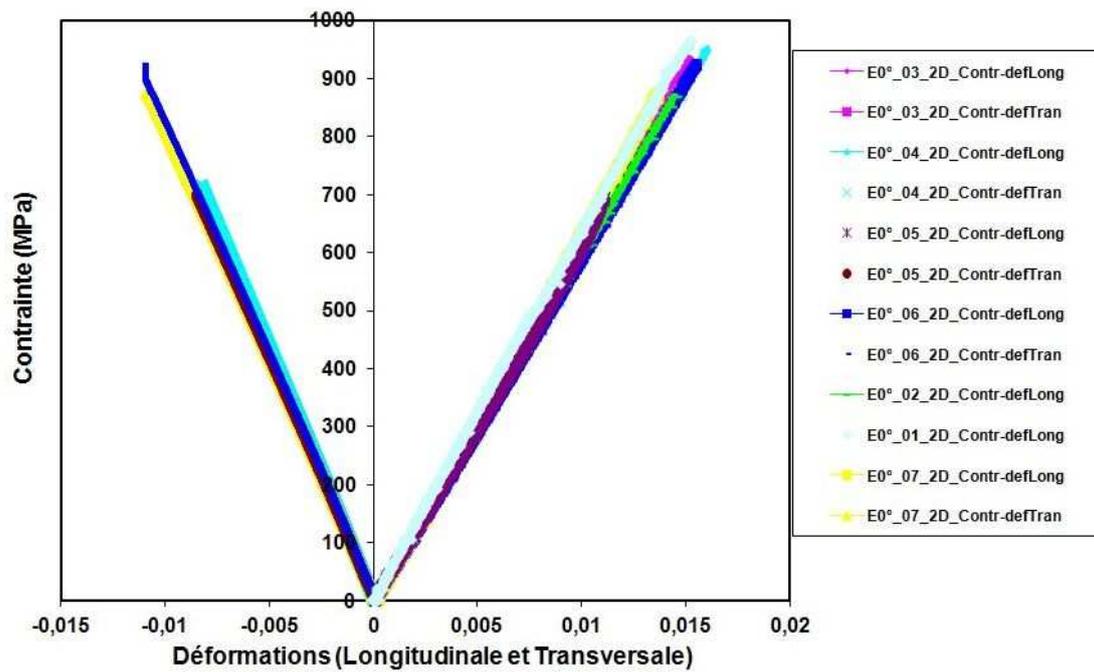


FIGURE 3.22 – Essais de traction longitudinale

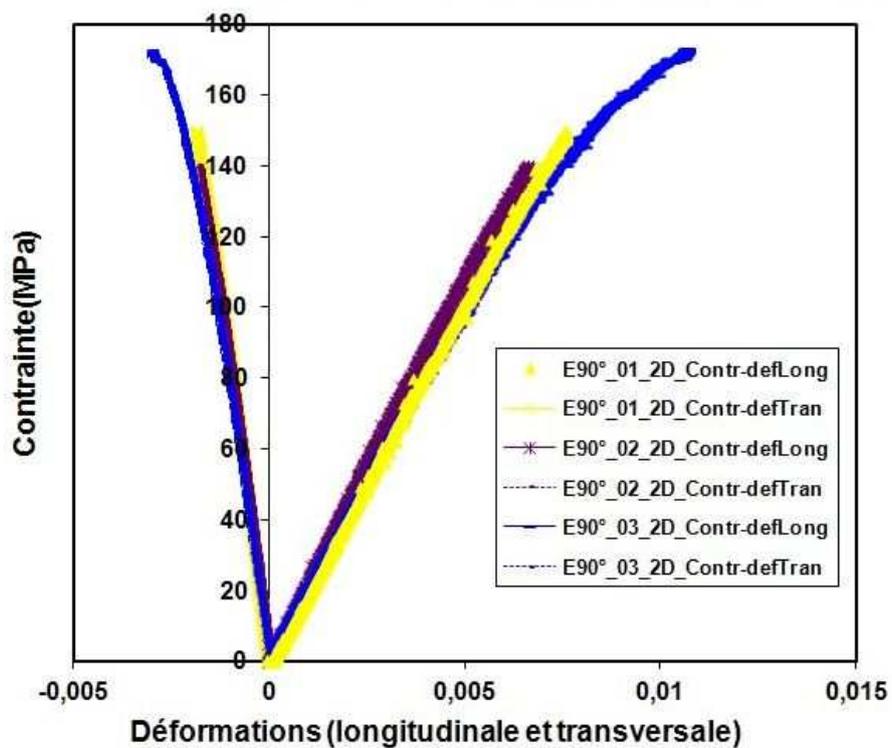


FIGURE 3.23 – Essais de traction transversale

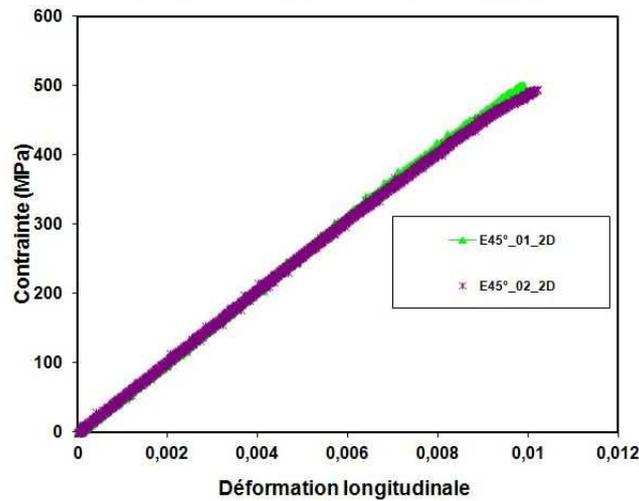


FIGURE 3.24 – Essais de cisaillement plan

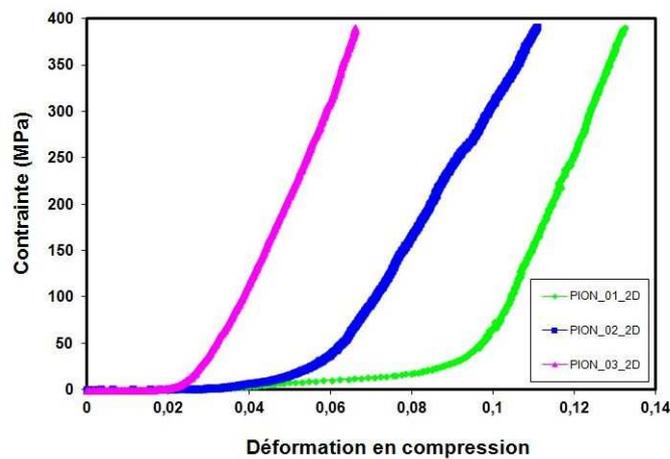


FIGURE 3.25 – Essais de compression

**Remarques :**

On constate que le module  $E_{33}$  du matériau 2D est supérieur à ceux des matériaux 3D. Ce résultat paraît contradictoire. Cela peut d'abord s'expliquer par la qualité des matériaux (surface rugueuse d'une des deux faces des plaques 3D) et ensuite par la constitution du matériau dit 2D (il s'apparente plutôt à une structure stratifiée de cinq couches).

Parallèlement, on constate que la valeur du coefficient de Poisson  $\nu_{12}$  est assez élevée comparativement aux valeurs habituelles. Par ailleurs, la vérification de la relation d'élasticité  $\frac{\nu_{12}}{E_{11}} = \frac{\nu_{21}}{E_{22}}$  montre que les valeurs obtenues correspondent réellement aux réponses des matériaux. Dans la littérature, on trouve également pour des composites tressés des valeurs de  $\nu_{12}$  de même ordre de grandeurs ou supérieures à celles trouvées [29] [39].

### 3.3 Conclusion

Ce chapitre a permis d'identifier l'ensemble des modules élastiques nécessaires à la détermination de la matrice de rigidité du matériau principal étudié, à savoir le matériau composite tressé 3D dont le renfort est constitué de fibres de verre. Parallèlement, les différents essais ont permis de déterminer les principales grandeurs caractéristiques de la rupture du matériau : les contraintes et les déformations à la rupture en tractions et en cisaillements.

Parallèlement, d'autres types de matériaux textiles renforcés en fibres de carbone ont été caractérisés. La plupart de leurs propriétés ont été identifiées à l'exception des propriétés en cisaillement dans les plans xz et yz et des coefficients de Poisson  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$ .



# Chapitre 4

## Etude expérimentale de l'endommagement

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction : Définition des mécanismes d'endommagement observés</b>	<b>61</b>
<b>4.2</b>	<b>Procédure expérimentale d'analyse des mécanismes d'endommagement</b>	<b>64</b>
4.2.1	Diagnostic des éprouvettes endommagées	64
4.2.2	Suivi de l'endommagement par une analyse optique in situ : utilisation d'une caméra	66
4.2.3	Suivi de l'endommagement par émission acoustique	73
<b>4.3</b>	<b>Conclusion</b>	<b>80</b>

---



## 4.1 Introduction : Définition des mécanismes d'endommagement observés

Lorsqu'ils sont sollicités mécaniquement, les matériaux composites textiles ou stratifiés passent quasiment par une étape d'endommagement plus ou moins longue avant leur rupture finale. C'est, en fait, l'accumulation de micro-défauts qui se propagent au sein du composite pour donner naissance à divers défauts plus importants. Ce sont ces derniers qui entraînent la ruine du matériau. On peut alors définir l'endommagement d'un matériau comme le processus irréversible de modification ou de changement de la microstructure. L'emploi des composites dans des secteurs parfois très stratégiques et très sensibles comme l'aéronautique, l'aérospatiale, le sport de vitesse ou le nucléaire fait qu'il est important de maîtriser leur comportement mécanique jusqu'à rupture en passant par une étape d'endommagement. Ceci a pour but de capitaliser suffisamment d'informations pour réaliser un dimensionnement optimal et sûr des pièces de structures. En effet, la connaissance des mécanismes de rupture ou d'endommagement permet de mieux choisir les lois de comportement les plus adéquates ainsi que les différents critères de validation.

Les mécanismes d'endommagement des matériaux composites sont d'abord propres à leur nature de stratifiés ou de textiles. Pour les matériaux composites stratifiés, les mécanismes d'endommagement sont principalement les décollements fibre/matrice, les fissures transverses, le délaminage et enfin les ruptures de fibres [59] [54] [71].

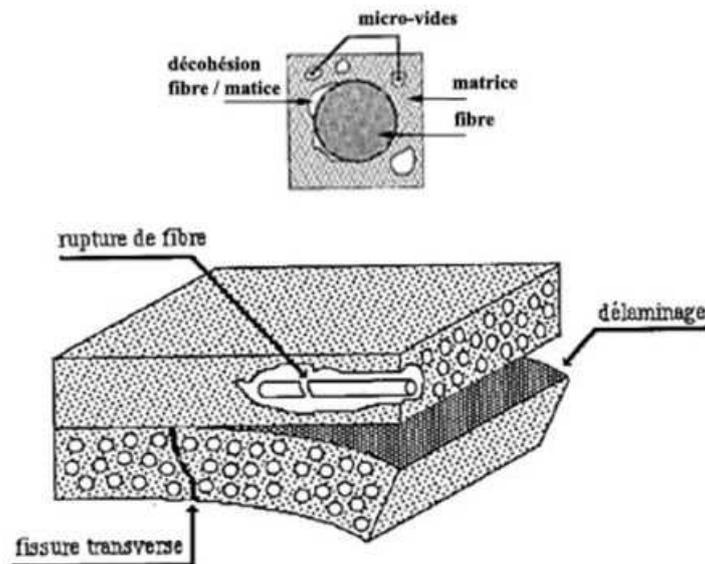


FIGURE 4.1 – Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés [71]

Quant aux composites textiles, les principaux modes d'endommagement sont les fissurations matricielles, les fissurations transversales, les fissurations longitudinales, les décohésions d'interfaces et les ruptures de fibres et de torons. La définition de ces termes peut être d'une grande utilité pour comprendre la suite. Ainsi, on entend par :

- **fissurations transversales** également appelées multifissurations transverses, les fissures qui se produisent au sein des torons dont les orientations sont différentes de l'axe de sollicitation ;
- **fissurations longitudinales** également appelées multifissurations longitudinales, les fissures qui se produisent au sein des torons orientés parallèlement à l'axe de sollicitation ;
- **fissuration matricielle**, les fissures qui se produisent dans les parties du composite qui sont exclusivement constituées de matrice (absence de fibres) ;
- **décohésions d'interfaces**, les décollements des interfaces entre les torons ou les décollements des interfaces entre les torons et la matrice.

Plusieurs études ont été réalisées pour comprendre l'endommagement des composites textiles à matrice céramique [43] [24] [23] et des composites textiles à matrice organique [30] [70].

Pour les composites textiles 2D à matrice céramique (SiC/SiC), les mécanismes d'endommagement rencontrés sont essentiellement les fissurations transversales associées aux décohésions des interfaces entre torons [43]. La figure (FIG. 4.2) met en exergue le processus de création des défauts au sein d'un tel composite où l'initiation des fissurations prend source à partir des macropores préexistants.

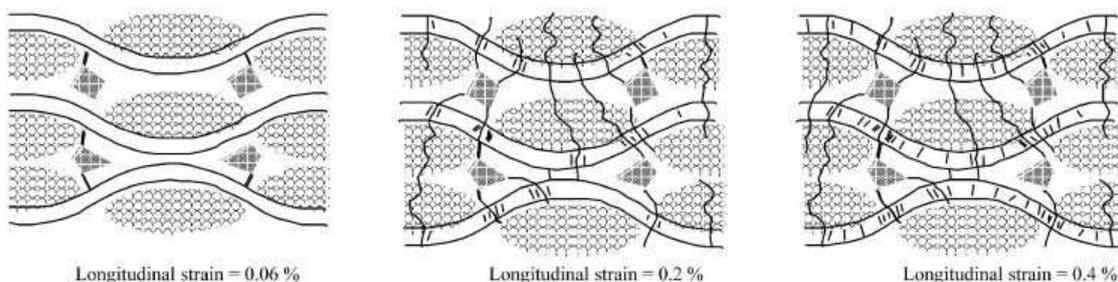


FIGURE 4.2 – Processus de création des défauts au sein d'un composite textile 2D en SiC/SiC soumis à un essai de traction [43]

En ce qui concerne le composite interlock 2.5D tissé à matrice organique (Carbone/Epoxy), les différents mécanismes d'endommagement susceptibles de se produire au sein du composite sont schématisés sur la figure ci-dessous [30]. Ainsi, le processus de rupture est caractérisé par le déclenchement des mécanismes de rupture aux interfaces mèches sens chaîne/résine et aux interfaces mèches sens chaîne/mèches sens trame (FIG. 4.3.a) suivi de la rupture transversale des mèches sens trame (FIG. 4.3.b).

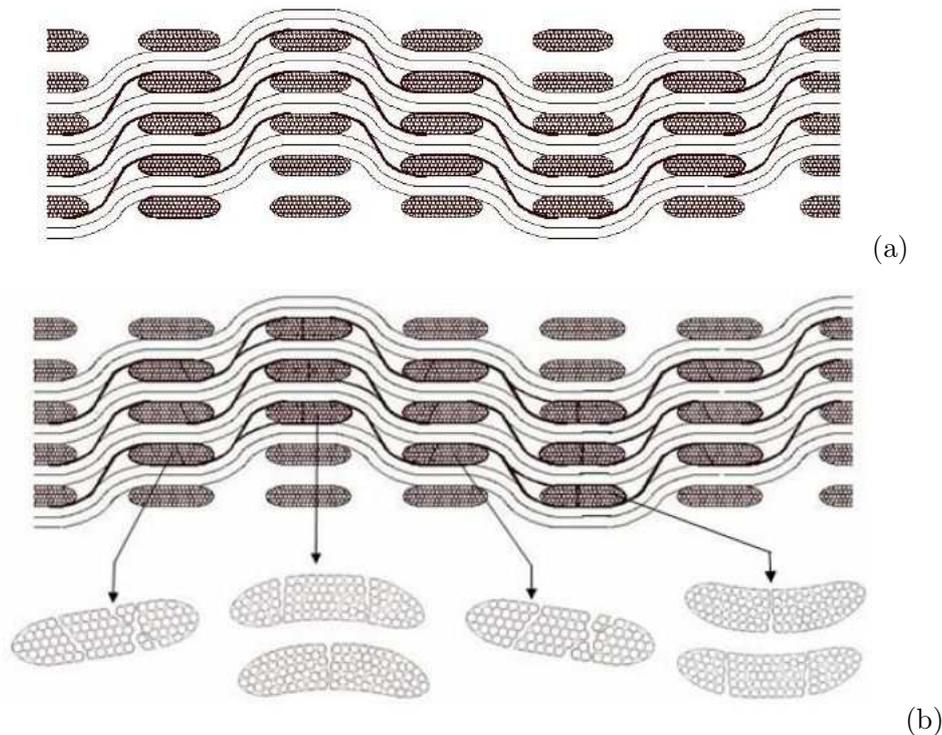


FIGURE 4.3 – Mécanismes d'endommagement pour un composite interlock 2.5D tissé à matrice époxyde renforcée de fibres de carbone [30]

En même temps, les travaux de T. Osada et al. sur des taffetas et des satins ont permis d'étudier l'initiation des défauts et leur impact en fonction du type de tissage [70]. Grâce à des essais de traction sur des éprouvettes de même densité de fibres, ils ont pu démontrer que l'initiation des fissurations transversales intervient plus tôt au sein des taffetas qu'au sein des satins.

En réalité, la diversité des types de composites textiles qui est due à la nature de la matrice et à l'architecture du tressage ou du tissage des torons fait que chaque composite a une cinétique d'endommagement qui lui est spécifique.

C'est pour cette raison que des investigations expérimentales sont réalisées pour comprendre le processus d'endommagement du composite tressé 3D présenté aux chapitres précédents (matériau n°1 en fibres de verre).

## 4.2 Procédure expérimentale d'analyse des mécanismes d'endommagement

### 4.2.1 Diagnostic des éprouvettes endommagées

Dans un premier temps, des observations par microscopie électronique à balayage sont réalisées sur des échantillons découpés sur des éprouvettes endommagées. L'objectif est d'inventorier les phénomènes mécaniques qui gouvernent l'endommagement du composite étudié. Ces analyses ont révélé la présence de décollements fibre/matrice (FIG. 4.4), de fissurations matricielles (FIG. 4.5), de fissurations transversales (FIG. 4.6), de décohésions d'interfaces inter-torons (FIG. 4.7) et de fissurations longitudinales couplées à des ruptures de fibres (FIG. 4.8).

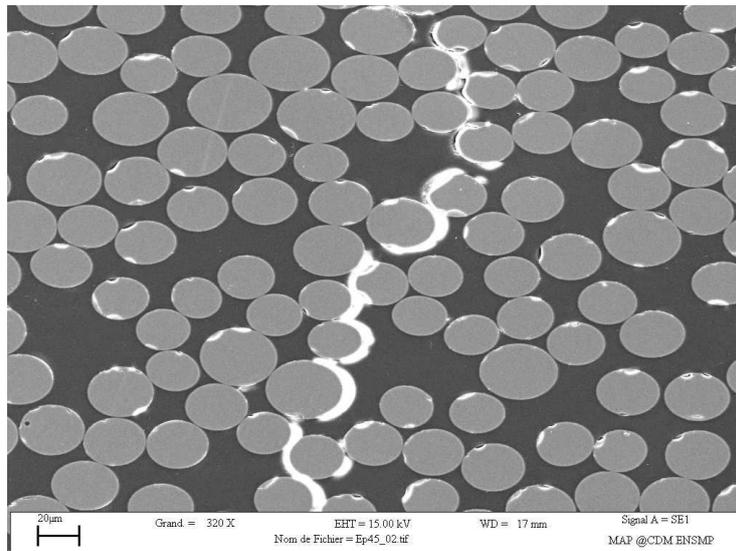


FIGURE 4.4 – Mise en évidence de décolllements aux interfaces fibre/matrice

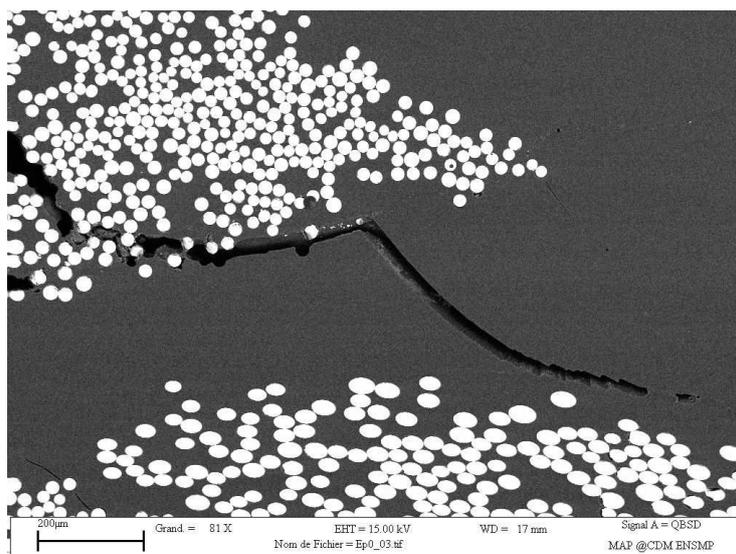


FIGURE 4.5 – Mise en évidence d'une fissuration matricielle

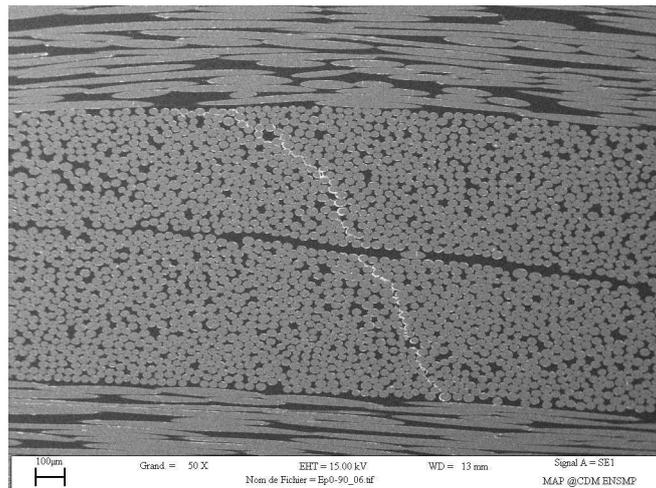


FIGURE 4.6 – Mise en évidence de fissurations transversales au sein des torons hors axes

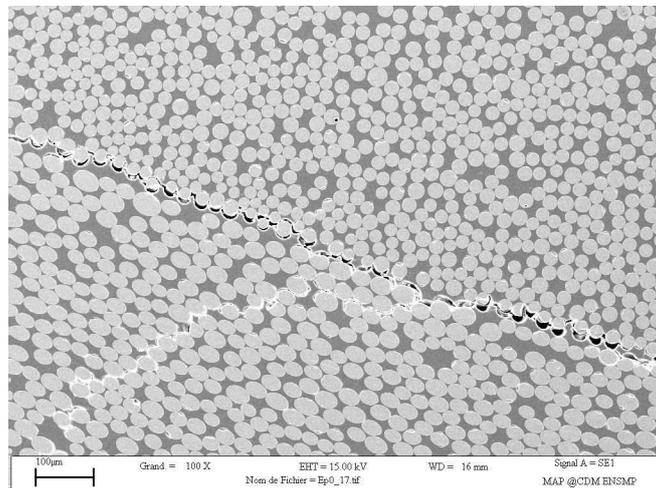


FIGURE 4.7 – Mise en évidence de décohésions à l'interface des torons

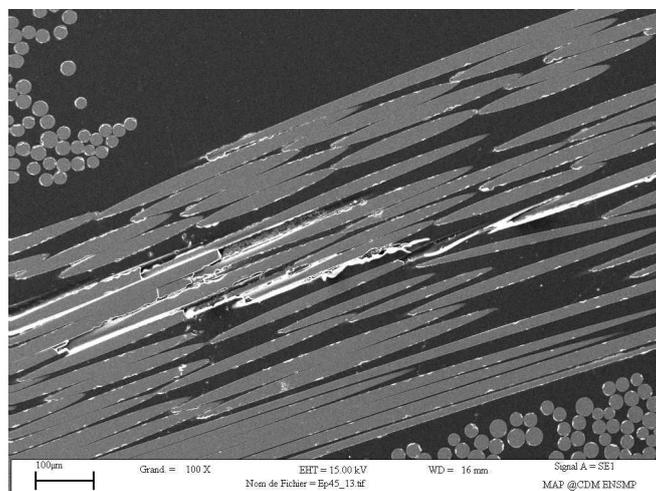


FIGURE 4.8 – Mise en évidence de fissurations longitudinales couplées à des ruptures de fibres

Au delà de l'identification des mécanismes responsables de la dégradation progressive du matériau, il est utile de connaître leur évolution tout au long de la mise en charge mécanique, et cela, dans l'objectif de :

- dresser un ordre d'apparition de ces phénomènes ;
- estimer le moment où intervient chaque type de défaut ;
- et ultérieurement évaluer l'impact des différents modes de dégradation sur les propriétés mécaniques du matériau composite.

Pour cela, il existe plusieurs approches pour suivre l'évolution de l'endommagement du matériau en cours d'essais.

Parmi elles, il y a le suivi par analyse optique in situ [54] [59] [40]. Il consiste à utiliser une caméra pour suivre les mécanismes d'endommagement qui se créent au cours de la sollicitation mécanique.

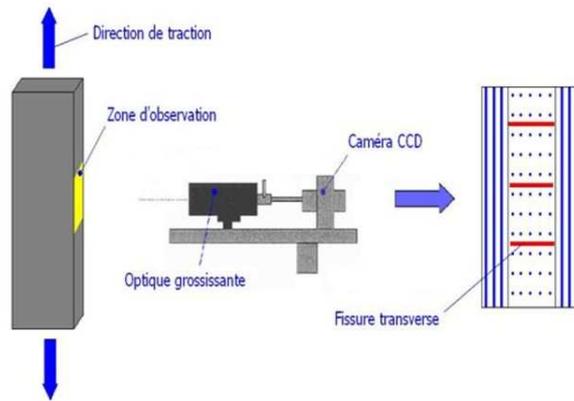
L'autre méthode consiste à l'utilisation de l'émission acoustique [47] [77] [69] [12]. Elle permet de détecter, en temps réel, les phénomènes mécaniques par l'enregistrement des bruits caractéristiques de ces mécanismes.

#### **4.2.2 Suivi de l'endommagement par une analyse optique in situ : utilisation d'une caméra**

Il s'agit de détecter et de suivre les défauts qui se créent au cours d'un essai de traction. Un dispositif de visualisation est ajouté au montage d'essai de traction. Ce dispositif est constitué d'une caméra de type KAYENCE munie d'un zoom optique pouvant permettre un agrandissement de 12 fois la cible à observer. Cette caméra est montée sur une colonne que l'on peut ajuster suivant les trois directions pour la positionner sur la cible de l'éprouvette à analyser. Au préalable, l'éprouvette subit un polissage de l'une de ses faces, la face qui est placée devant la caméra. Deux types d'éprouvettes sont testés : ce sont les éprouvettes découpées à  $0^\circ$  et à  $45^\circ$ . Le processus de rupture des éprouvettes à  $0^\circ$  est assez lent par rapport aux autres types d'éprouvettes. Leur utilisation permet d'observer plus facilement l'ensemble des potentiels modes de dégradation. Quant aux éprouvettes à  $45^\circ$ , elles sont plus propices au développement des fissurations transversales à cause du fait que les torons hors axes, initialement orientés à  $-45^\circ$ , se retrouvent perpendiculaires à l'axe de sollicitation. Ce choix est fait par analogie aux composites unidirectionnels où les éprouvettes à  $90^\circ$  sont utilisées pour observer les fissures transverses [59].

L'essai de suivi de l'endommagement comporte deux phases : une première phase de charge-décharge où l'éprouvette est sollicitée mécaniquement en vue de créer des défauts et une seconde phase d'observation où la caméra balaie toute la zone polie pour la prise d'images.

Pour la phase d'observation, une nouvelle mise en charge inférieure à celle de la première phase est appliquée pour réouvrir les défauts précédemment créés. Il faut noter qu'il est possible de prendre des photos en cours d'essai ou d'enregistrer une vidéo pour suivre l'évolution de l'endommagement sur une zone choisie. Les paliers de chargement sont choisis de manière progressive afin d'enregistrer l'évolution du nombre et des types de défauts. On peut changer d'éprouvette après chaque essai comme on peut également continuer avec la même éprouvette. Cette dernière option permet de pouvoir constater la création de nouveaux défauts ainsi que l'évolution des défauts existants.



(a)



(b)

FIGURE 4.9 – Dispositif avec système de visualisation : (a) schéma explicatif [59] et (b) positionnement de la caméra

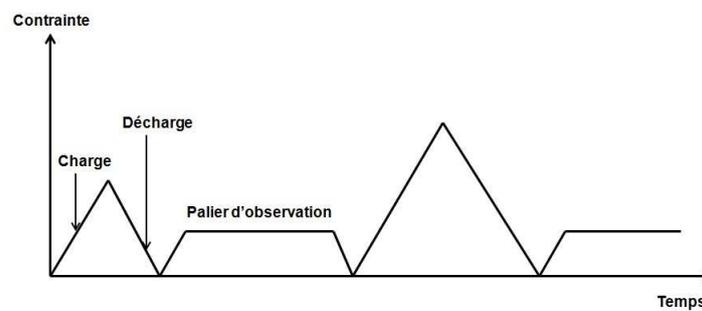


FIGURE 4.10 – Description des phases de création des défauts et d'observation

La méthode d'observation in situ par caméra a donc permis de suivre la création et l'évolution des défauts au cours du chargement comme l'illustrent les figures (FIG. 4.11) pour les éprouvettes à 45° et (FIG. 4.12) pour les éprouvettes à 0°.

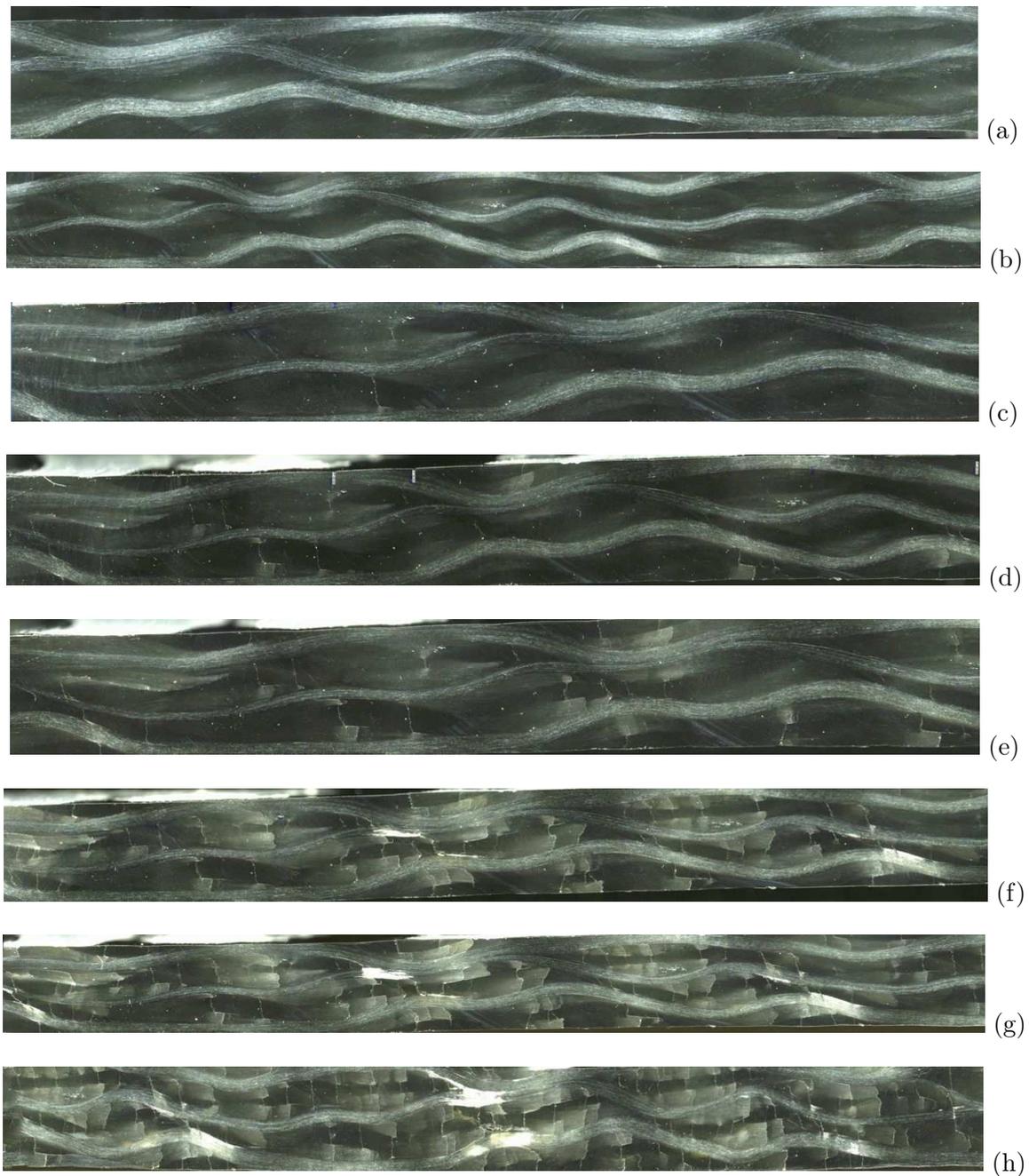


FIGURE 4.11 – Eprouvettes à 45° : (a) éprouvette saine, (b) éprouvette soumise à une contrainte de 45MPa, (c) éprouvette soumise à une contrainte de 73MPa, (d) éprouvette soumise à une contrainte de 91MPa, (e) éprouvette soumise à une contrainte de 109MPa, (f) éprouvette soumise à une contrainte de 128MPa, (g) éprouvette soumise à une contrainte de 146MPa et (h) éprouvette soumise à une contrainte de 164MPa

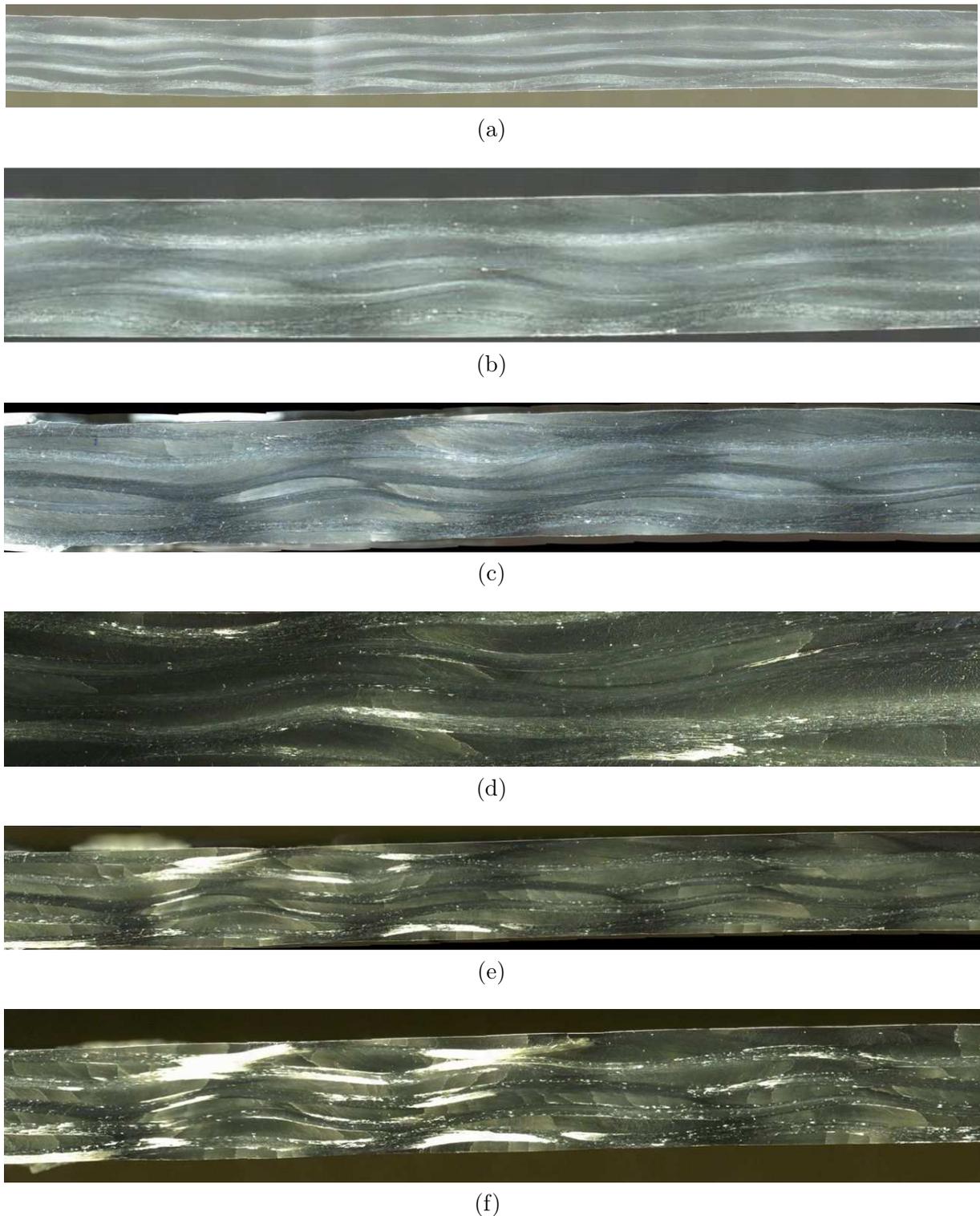


FIGURE 4.12 – Eprouvettes à  $0^\circ$  : (a) éprouvette saine, (b) éprouvette soumise à une contrainte de 161,5MPa, (c) éprouvette soumise à une contrainte de 202MPa, (d) éprouvette soumise à une contrainte de 242MPa, (e) éprouvette soumise à une contrainte de 283MPa et (f) éprouvette soumise à une contrainte de 323MPa

Tout d'abord, on remarque que les défauts se créent essentiellement à l'intérieur des torons hors axe de sollicitation pour l'éprouvette à  $45^\circ$  alors que, pour l'éprouvette à  $0^\circ$ , on remarque une concentration de phénomènes mécaniques au niveau des torons axiaux parallèlement aux défauts qui se créent au niveau des torons hors axe. On en déduit une éventuelle différence dans le processus d'endommagement des deux types d'éprouvettes.

Pour obtenir plus de détails sur les mécanismes d'endommagement identifiés à l'aide de la caméra KAYENNE et dresser la chronologie d'apparition des différents mécanismes, cette analyse in situ est couplée à des observations microscopiques. En effet, l'éprouvette est démontée après chaque palier de chargement et est analysée à l'aide d'un microscope optique. Ce dernier permet d'avoir un agrandissement plus important des défauts.

Ces analyses optiques ont d'abord révélé que l'endommagement des éprouvettes à  $45^\circ$  est majoritairement gouverné par les fissurations transversales et les décohésions d'interfaces. Le processus d'endommagement s'initie par la création de décollements fibre/matrice à l'intérieur des torons hors axe (FIG. 4.13).

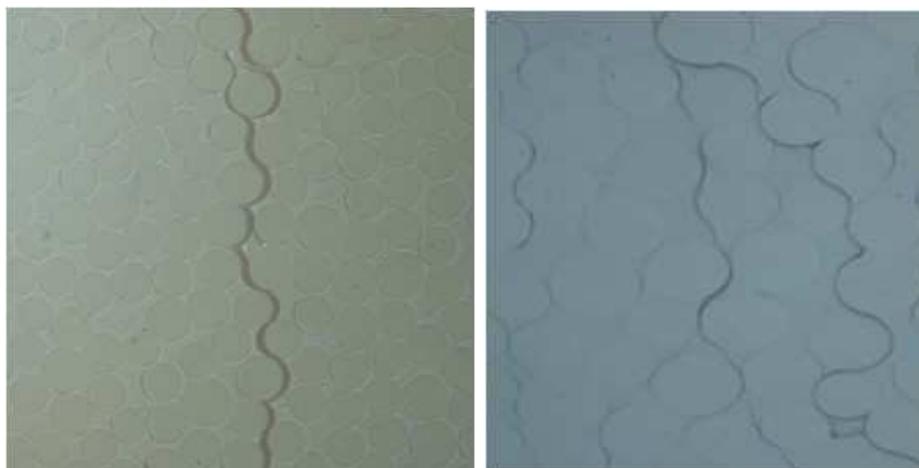


FIGURE 4.13 – Décollements fibre/matrice

Ces micro-défauts se propagent à partir de 73MPa pour donner naissance à des fissurations transversales (FIG. 4.14.a). Ces dernières se développent jusqu'à l'interface avec d'autres torons pour activer l'initiation des décohésions (FIG. 4.14.b).

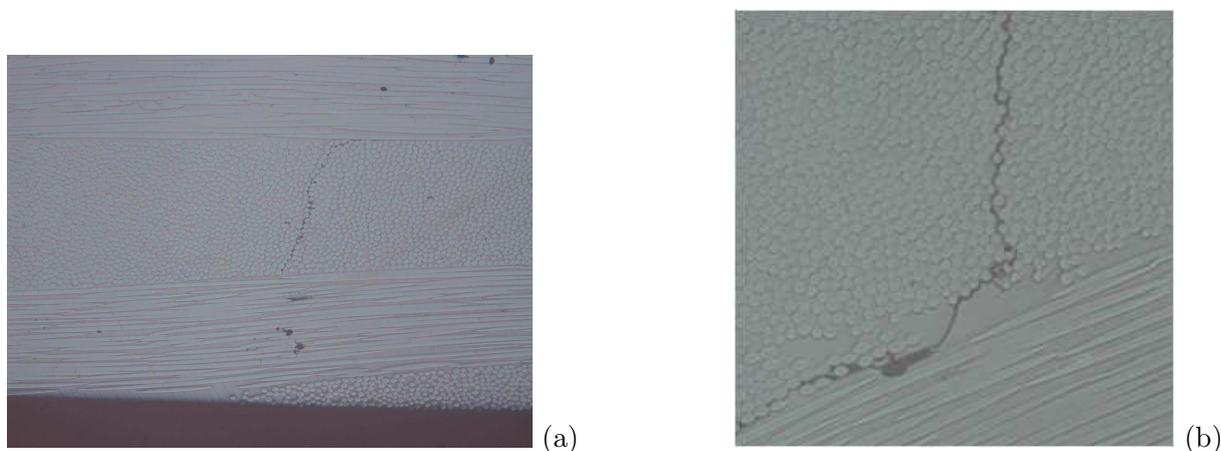


FIGURE 4.14 – (a) Fissuration transversale (b) Fissuration transversale couplée à une décohésion d'interface inter-torons

Ce scénario de création des fissurations transversales suivies de décohésions d'interface se multiplie à une vitesse croissante au delà de 109MPa (FIG. 4.15). Il est suivi par l'initiation de fissurations longitudinales et de ruptures de fibres entre 146MPa et 164MPa (FIG. 4.16) avant que le processus de rupture ne s'enclenche avec les ruptures de torons.



FIGURE 4.15 – Multiplication des fissurations transversales couplées à des décohésions d'interfaces inter-torons

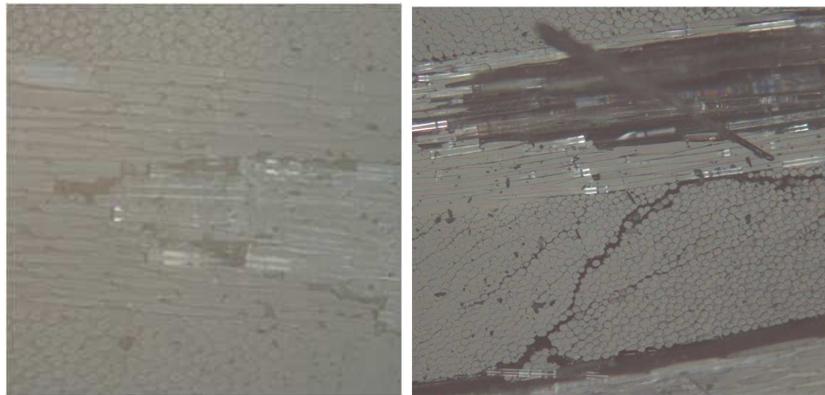


FIGURE 4.16 – Fissurations longitudinales couplées à des ruptures de fibres

Quant aux éprouvettes à  $0^\circ$ , les observations au microscope optique mettent en exergue la présence de deux types de scénarios d'endommagement.

Le premier qui semble plus dominant est identique à celui observé pour les éprouvettes à  $45^\circ$  où le processus d'endommagement est caractérisé, dans l'ordre, par les décollements fibre/matrice, les fissurations transversales, les décohésions d'interfaces, les fissurations longitudinales et les ruptures de fibres.

Le deuxième scénario d'endommagement pour les éprouvettes à  $0^\circ$  est gouverné par l'initiation de décohésions à l'interface entre les torons, notamment au niveau des ondulations des torons axiaux. C'est à partir de ces décohésions que prennent source les fissurations transversales pour se développer, par la suite, dans les torons hors axe. Il s'en suit les fissurations longitudinales et les ruptures de fibres au delà de 283MPa.

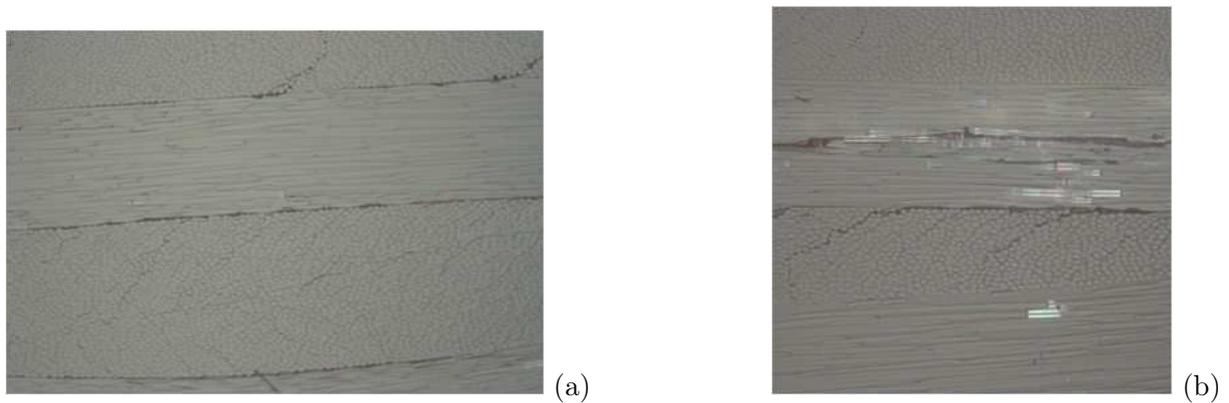


FIGURE 4.17 – Développement de l'endommagement à partir des décohésions suivies des fissurations transversales

Par ailleurs, l'état d'endommagement en fonction du chargement mécanique peut être caractérisé par le relevé du nombre de fissures sur une longueur donnée (densité de fissures). Pour chaque niveau de chargement, on peut alors calculer la densité de fissures  $d$  en divisant le nombre de fissures comptabilisées sur la longueur considérée. Cette grandeur a pour unité  $mm^{-1}$ .

$$d = \frac{\text{nombre de fissures}}{\text{longueur donnée}} \quad (4.1)$$

Le tracé sur une courbe de la densité de fissures en fonction de la contrainte donne une indication sur l'évolution de l'endommagement du composite tout au long du chargement. Les courbes ci-dessous résument l'évolution des densités de fissures calculées sur un pli donné pour les éprouvettes à  $45^\circ$  et  $0^\circ$ .

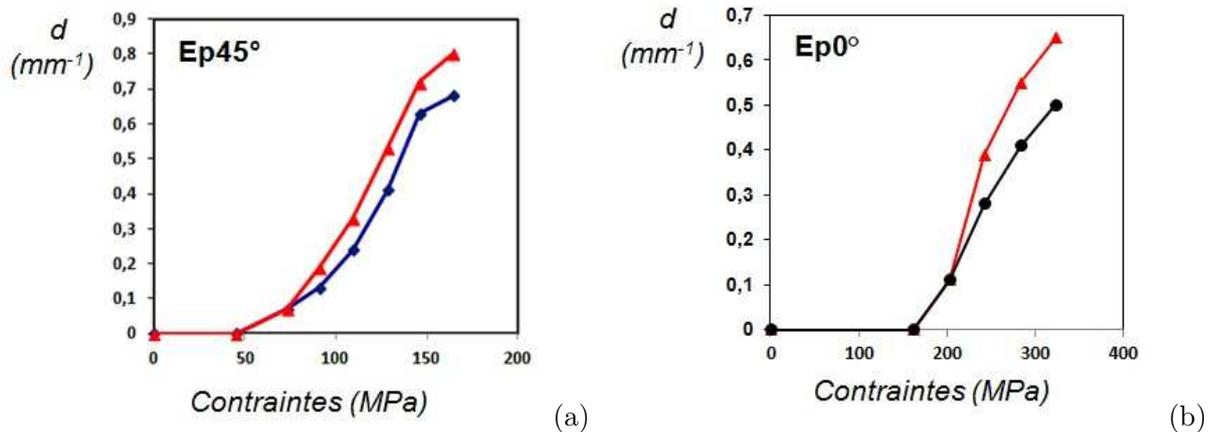


FIGURE 4.18 – Densité de fissures en fonction de la contrainte : (a) Eprouvette à  $45^\circ$  (b) Eprouvette à  $0^\circ$

On constate une tendance à la saturation des défauts à partir de 146MPa de chargement pour l'éprouvette à  $45^\circ$ . Ce phénomène est très connu chez les composites unidirectionnels [59] [24].

### 4.2.3 Suivi de l'endommagement par émission acoustique

Les mêmes essais de traction ont été suivis par émission acoustique pour approfondir l'analyse de l'endommagement du composite. Cette démarche a pour avantage de détecter, en temps réel, les différents phénomènes mécaniques qui sont responsables de la dégradation du matériau. En effet, l'émission acoustique peut être définie, selon la norme AFNOR NF A 09-350, comme un phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires résultant de micro-déplacements locaux internes au sein d'un matériau soumis à une sollicitation. Ces micro-déplacements peuvent être liés aux déformations mécaniques, à l'initiation et à la propagation de fissures ou à tout autre changement de la microstructure au sein du matériau.

La technique de l'émission acoustique est également un moyen de contrôle non destructif utilisé pour surveiller la santé des installations et celle des structures soumises à diverses sollicitations.

Le dispositif expérimental est constitué de :

- deux capteurs, le plus souvent piézoélectriques, placés sur la surface de l'éprouvette à tester afin de recueillir l'onde créée. En effet, du gel silicone est mis entre les capteurs et la surface de l'éprouvette pour permettre une détection et une transmission optimale de cette onde. Auparavant, une étape dite de localisation est réalisée pour positionner convenablement les deux capteurs et calculer la vitesse de propagation du signal ;
- un pré-amplificateur ;
- un ordinateur pour l'acquisition et le traitement du signal.

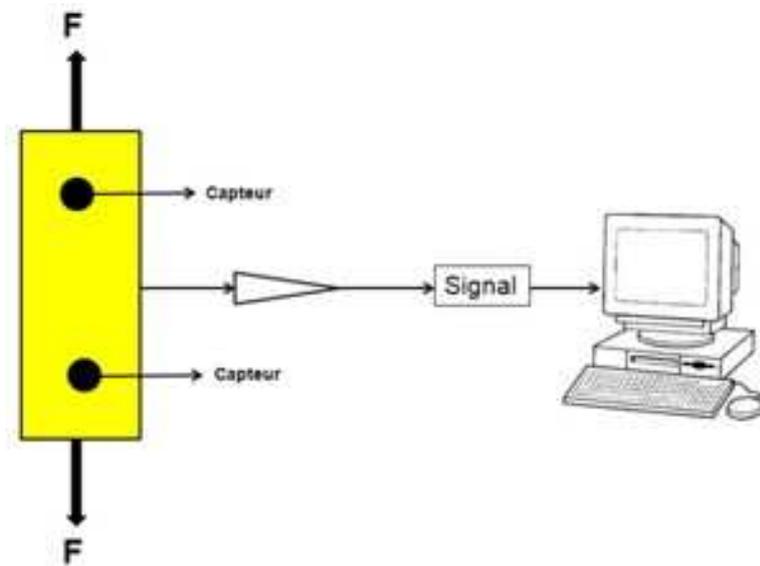


FIGURE 4.19 – Schéma du dispositif expérimental de détection des défauts par émission acoustique

Le signal acoustique est caractérisé par un certain nombre de paramètres [34] [77] tels que : i) l'amplitude crête du signal exprimée en décibels (dB), ii) le nombre de coups correspondant au nombre de franchissements de seuil par le signal sur toute sa durée, iii) la durée, généralement exprimée en microsecondes ( $\mu s$ ), correspondant au temps qui sépare le premier et le dernier dépassement de seuil, iv) le nombre de coups au pic correspondant au nombre de franchissements de seuil entre le premier dépassement de seuil et l'amplitude maximale, v) le temps de montée, en microsecondes ( $\mu s$ ), séparant le premier dépassement de seuil et l'amplitude crête du signal, vi) la fréquence moyenne et vii) l'énergie du signal.

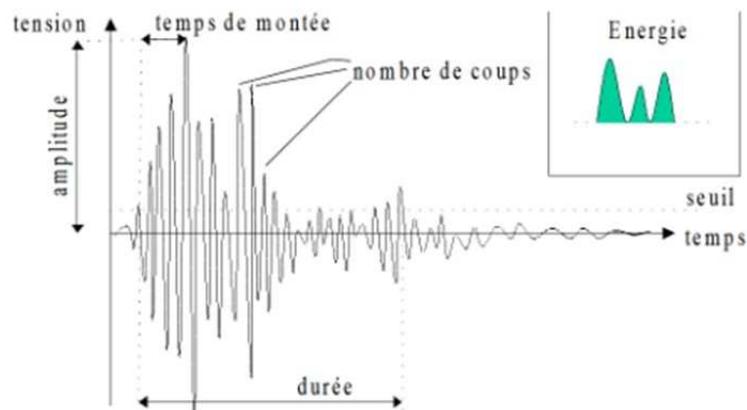


FIGURE 4.20 – Description du signal acoustique

En effet, un traitement assez documenté des réponses acoustiques peut permettre de classifier les signaux en fonction des différents modes d'endommagement pour en déduire une chronologie plus précise de leur apparition. Il serait difficile de procéder à une telle classification des signaux dans la mesure où la cinétique d'endommagement au sein des éprouvettes à  $0^\circ$  a révélé la présence de deux scénarios.

Toutefois, l'utilisation de l'émission acoustique nous a permis de mieux comprendre le processus d'endommagement du composite. D'abord, on a pu enregistrer les contraintes qui correspondent à l'initiation de l'endommagement grâce à la détection des premières salves d'émissions acoustiques significatives. En effet, un filtre des signaux en fonction de leurs amplitudes est réalisé pour ne prendre en compte que les signaux d'amplitudes supérieures à 40dB. Ce filtre permet d'isoler les signaux parasites qui proviendraient de bruits électroniques du dispositif expérimental.

Ensuite, la démarche a permis de repérer les contraintes qu'on pourrait qualifier de critiques à partir desquelles la dégradation du matériau s'accélère.

Des essais de traction sur des éprouvettes à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  sont réalisés en plaçant sur chaque éprouvette deux capteurs distants d'une longueur donnée (67mm pour l'éprouvette à  $0^\circ$ ). La technique d'émission acoustique met nettement en exergue la différence de la cinétique d'endommagement entre les trois types d'éprouvettes comme le montrent les figures (FIG. 4.21), (FIG. 4.23) et (FIG. 4.24).

### a. Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 0°

En analysant les différentes figures, on peut en délimiter plusieurs zones :

- De 0 à 152MPa (environ entre 0 et 40% de la contrainte à rupture) : On ne détecte aucun signal acoustique jusqu'à 10% de la contrainte à rupture. Au delà et plus nettement à partir de 80MPa de chargement, apparaissent les premières salves qui sont très majoritairement d'amplitudes inférieures à 60dB. En corrélation avec les observations précédentes, ces signaux peuvent être dus aux décollements fibre/matrice. Les énergies libérées par la création de ces microfissures et le nombre de coups cumulés restent faibles comparativement aux signaux qui suivent.

- De 152 à 228MPa (environ entre 40% et 60% de la contrainte à rupture) : Les microfissures d'amplitudes inférieures à 60dB continuent à se créer et à se propager au sein de l'éprouvette. Parallèlement, on constate la présence de quelques signaux d'amplitudes supérieures à 60dB. Ces derniers peuvent représenter, d'une part, les premières fissurations transversales causées par la propagation des décollements fibre/matrice et, d'autre part, les premières décohésions causées par la tension des torons axiaux au niveau des parties ondulées. Le nombre des signaux d'amplitudes supérieures à 60dB, qui sont supposés être responsables de la création des deux mécanismes précités, reste assez marginal comme l'illustrent les figures. Pour ces niveaux de contraintes, cela traduit une fréquence très lente de la création de ces mécanismes comme peut également le confirmer le niveau de l'énergie cumulée.

- De 228 à 304MPa (environ 60% à 80% de la contrainte à rupture) : On constate une accumulation plus soutenue des signaux ainsi qu'une augmentation progressive de leur amplitude et des énergies libérées. Ces fortes valeurs ne peuvent s'expliquer que par la multiplication des fissurations transversales ainsi que par celle des décohésions causées, d'une part, par la tension des torons axiaux ondulés et, d'autre part, par les fissurations transversales qui, arrivées au niveau des interfaces, entraînent leur initiation et leur développement. Vu les fortes amplitudes des signaux au fur et à mesure que la contrainte augmente, il est bien logique d'imaginer la création de nouveaux types d'endommagement nécessitant des amplitudes et une libération d'énergies plus fortes. Ce sont notamment les fissurations longitudinales et les ruptures de fibres qui interviendraient au delà de 70%.

- A partir de 80% de la contrainte à la rupture, on constate une accélération du processus de dégradation du matériau avec l'émission presque continue de nouveaux signaux caractérisés par des amplitudes de plus en plus élevées ainsi que la libération de très fortes énergies. Cette phase pourrait bien correspondre au développement des fissurations longitudinales et des ruptures des fibres et éventuellement des torons. Il s'ensuit inévitablement la rupture de l'éprouvette.

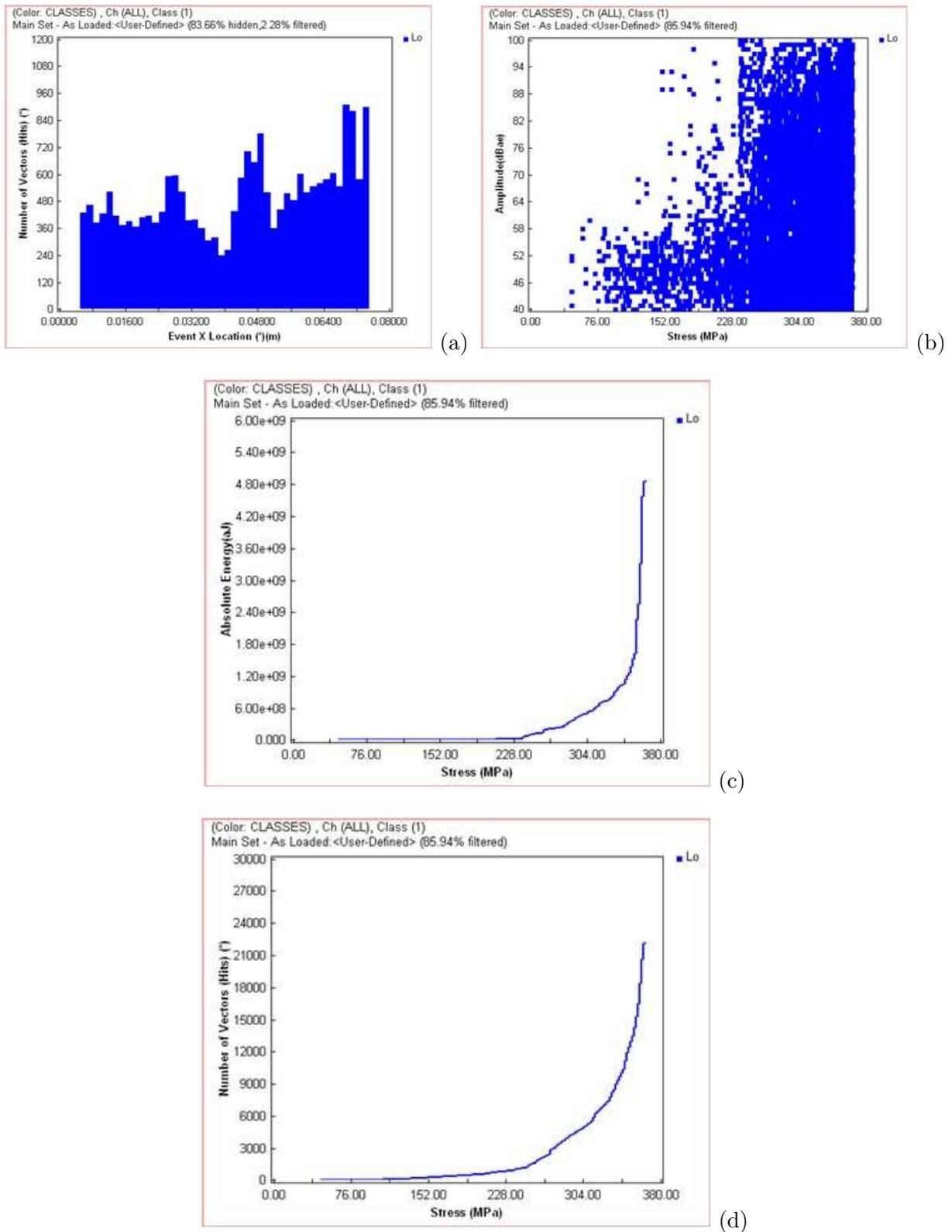


FIGURE 4.21 – Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 0°

### b. Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 45°

Comme on a pu le constater à travers les observations à la caméra et au microscope optique, l'endommagement des éprouvettes à 45° est largement gouverné par des fissurations transversales couplées à des décohésions d'interface.

On peut remarquer qu'il ne se crée aucun signal acoustique jusqu'à une contrainte de 44MPa et quasiment très peu de signaux jusqu'à la contrainte de 88MPa. Certes, les fissurations transversales découlent de la propagation des décollements fibre/matrice comme il a été décrit précédemment mais il est plus que probable qu'il existe des fissurations transversales qui se créent parallèlement de manière instantanée. En effet, on remarque la présence simultanée de signaux d'amplitudes inférieures à 60dB et de signaux d'amplitudes supérieures à 60dB à partir de 88MPa. L'émission de signaux d'amplitudes supérieures à 80dB avant même d'atteindre 40% de la contrainte à rupture peut conforter cette idée.

Au delà de 88MPa, l'évolution de l'énergie libérée en fonction des contraintes laisse apparaître quatre autres paliers plus ou moins distincts. Chaque palier correspond à une vitesse de multiplication des fissurations transversales. Le taux de variation des énergies libérées augmente de palier en palier. Cette croissance est conjointement causée par la création des décohésions initiées en pointe des fissurations transversales. Contrairement aux éprouvettes à 0°, la rupture de l'éprouvette se fait de manière moins brutale comme l'illustre le dernier palier qui correspond au déclenchement de la rupture des fibres et des torons.

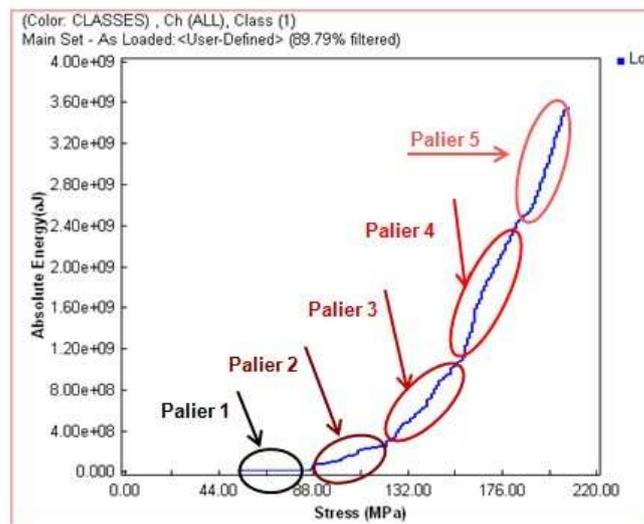


FIGURE 4.22 – Mise en évidence des paliers relatifs aux vitesses de création des défauts

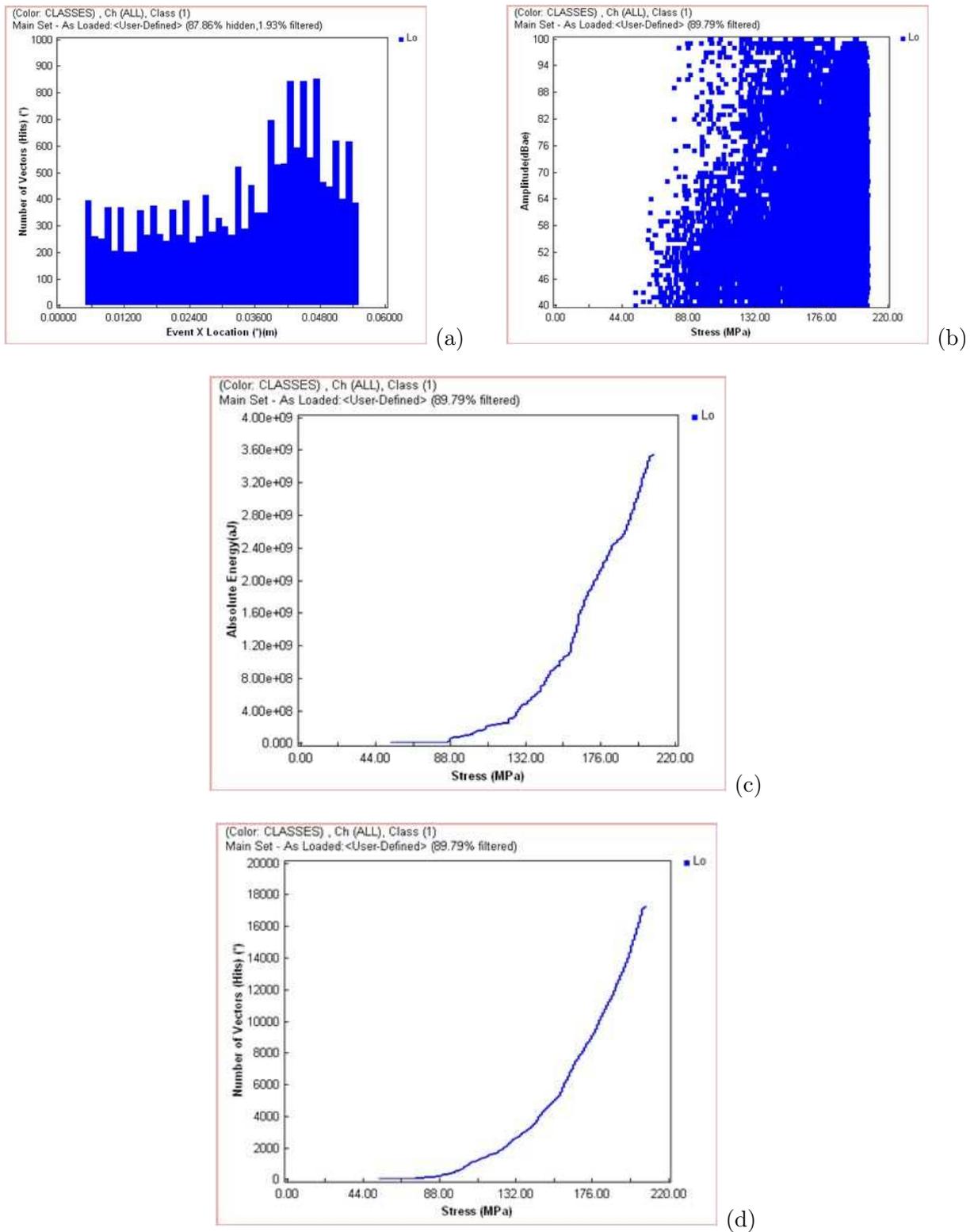


FIGURE 4.23 – Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 45°

### c. Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 90°

Pour rappel, les éprouvettes à 90° ne disposent pas de torons parallèles à l'axe de sollicitation. Les efforts sont alors plus ou moins portés par la matrice. C'est pour cette raison que la rupture intervient le plus souvent au niveau des parties de l'éprouvette où il y a moins de fibres.

Dans le cadre de cet essai, la rupture est intervenue à une contrainte plus faible que prévue. Néanmoins, l'analyse des émissions acoustiques renseigne sur la rapidité du processus de dégradation du matériau. Il ne se passe rien au sein de l'éprouvette jusqu'à presque 40MPa. Au delà, la création des différents phénomènes d'endommagement se fait de manière quasi instantanée et en un intervalle de temps assez court au point qu'il n'est pas évident d'attribuer certains signaux à des types d'endommagement.

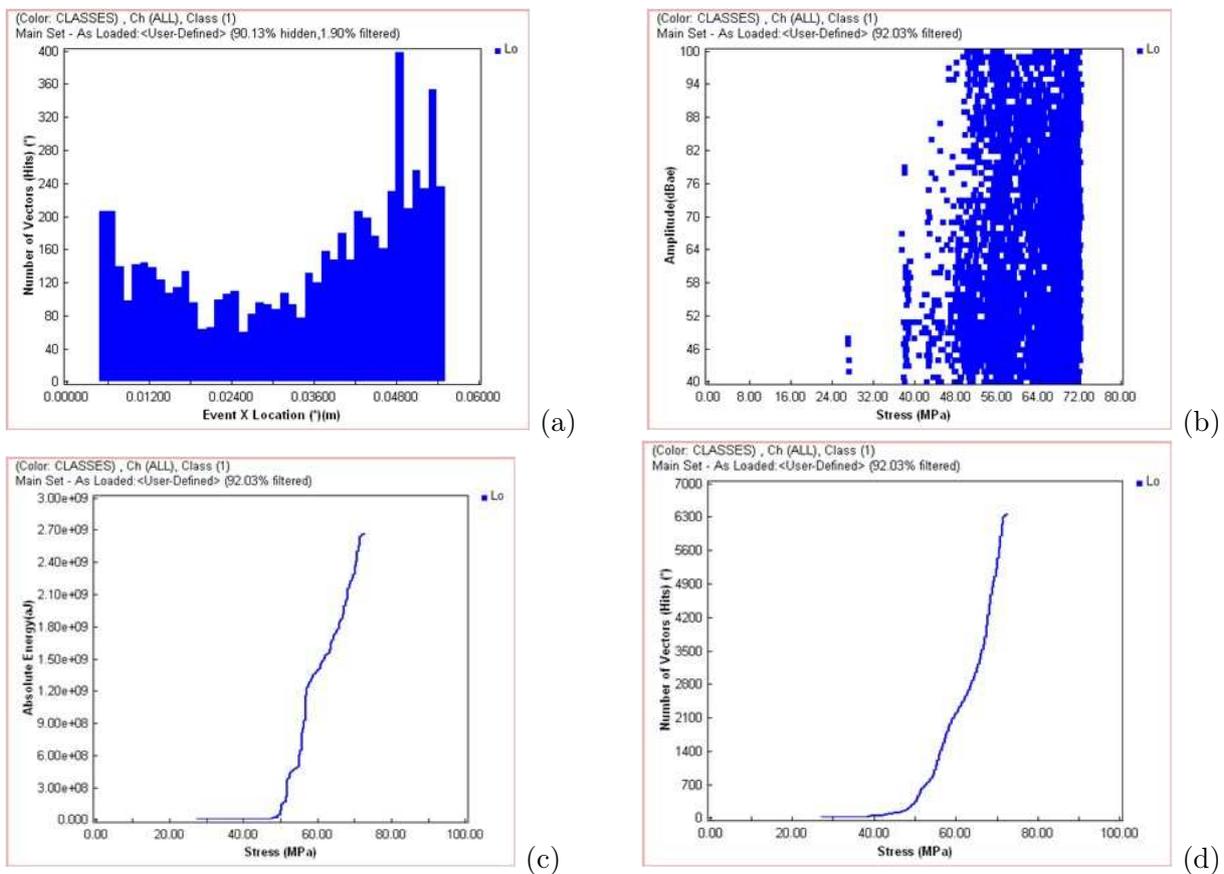


FIGURE 4.24 – Analyse des émissions acoustiques enregistrées au cours de l'essai de traction sur une éprouvette à 90°

### 4.3 Conclusion

Les recherches réalisées sur l'endommagement du matériau tressé 3D ont permis d'abord d'identifier l'ensemble des mécanismes qui sont responsables de la dégradation progressive du matériau quand il est sollicité par le biais d'un essai de traction uniaxiale. En couplant différentes méthodes, à savoir le suivi par une caméra de type KAYENNE associé à des observations au microscope optique et le suivi par la technique d'émission acoustique, l'étude a permis de dresser les chronologies de création des modes d'endommagement. Au delà d'avoir établi l'ordre de leur apparition, on a cherché à définir des plages de contraintes auxquelles on associe des types de défauts. En résumé, l'ordre privilégié d'apparition des mécanismes d'endommagement est successivement les décollements fibre/matrice, les fissurations transversales, les décohésions d'interfaces et les fissurations longitudinales couplées aux ruptures des fibres puis des torons.

En même temps, on a remarqué que l'endommagement du matériau intervient de manière prématurée, globalement à des contraintes inférieures à 50MPa quelque soit le type d'éprouvette. Ce phénomène est probablement un indicateur d'une éventuelle faiblesse de l'adhésion à l'interface fibre/matrice.

Enfin, le défi est de quantifier l'impact des principaux types de phénomènes sur les propriétés mécaniques du matériau dans le but de prendre en compte l'endommagement dans le dimensionnement des réservoirs. Pour cela, nous optons pour une modélisation multiéchelle de ces défauts.

## Chapitre 5

# Modèle prédictif du comportement d'un composite tressé 3D

### Sommaire

---

<b>5.1</b>	<b>Approche générale et cadre de l'étude</b>	<b>83</b>
5.1.1	Modélisation des composites textiles : revue bibliographique	83
5.1.2	Technique d'homogénéisation	86
<b>5.2</b>	<b>Prédiction des propriétés des torons : Homogénéisation à l'échelle microscopique</b>	<b>89</b>
5.2.1	Approche analytique	91
5.2.2	Volumes extraits de la microstructure : Essais numériques	92
5.2.3	Homogénéisation périodique	97
5.2.4	Corrélation des résultats	99
<b>5.3</b>	<b>Prédiction des propriétés effectives du composite tressé 3D : homogénéisation à l'échelle mésoscopique</b>	<b>100</b>
5.3.1	Procédure d'identification du modèle de prédiction	100
5.3.2	Etude de l'influence des angles de tressage	111
<b>5.4</b>	<b>Conclusion</b>	<b>115</b>

---



## 5.1 Approche générale et cadre de l'étude

Pour la plupart des matériaux, il existe une échelle suffisamment fine où ils ne peuvent plus être considérés comme homogènes : c'est le cas des composites quand on descend à l'échelle des plis ou des fibres. Une modélisation réaliste du comportement mécanique de ces types de matériaux nécessite alors la prise en compte des hétérogénéités qui sont identifiables à cette échelle et qui sont matérialisées par la présence de constituants différents disposés assez souvent de manière aléatoire. Cependant, il devient difficile, voire quasiment impossible de considérer toutes les hétérogénéités dans le cadre du dimensionnement des pièces de structures. D'où l'intérêt de remplacer le matériau hétérogène par un milieu homogénéisé équivalent, l'objectif étant de prédire ses propriétés macroscopiques. Ce processus est appelé homogénéisation. L'utilisation d'une technique d'homogénéisation passe d'abord par l'identification de l'entité volumique caractéristique de la microstructure du matériau. Cette dernière est connue sous le nom de volume élémentaire représentatif (VER). Par définition, le volume élémentaire représentatif est le volume minimum contenant suffisamment d'hétérogénéités pour que les propriétés qui y sont mesurées à l'échelle macroscopique soient représentatives de celles du milieu homogène équivalent [48] [49]. En effet, cette approche dite multiéchelle est également utilisée pour avoir accès à des informations sur le matériau qui sont difficiles voire impossibles à obtenir avec les essais expérimentaux.

En ce qui concerne cette thèse, la raison principale qui a motivé l'utilisation de cette approche est la mise en place d'un dispositif numérique de prédiction pour évaluer l'influence de certains mécanismes d'endommagement sur les propriétés élastiques du matériau.

Parallèlement, ce modèle prédictif servira également à analyser l'influence des angles de tressage sur les mêmes propriétés mécaniques.

L'atteinte de ces objectifs nécessite deux étapes d'homogénéisation. Une première homogénéisation à l'échelle microscopique permet de déterminer les propriétés des torons à partir de la connaissance des propriétés des constituants de base du composite que sont la fibre de verre et la matrice époxyde. Une deuxième homogénéisation à l'échelle dite mésoscopique permet de déterminer les propriétés du composite textile à l'échelle macroscopique en partant des propriétés des torons. Ce chapitre 5 est consacré à la description de ces deux types d'homogénéisation. Auparavant, une brève étude bibliographique sur la modélisation du comportement des composites textiles est réalisée ainsi qu'une présentation générale de la technique d'homogénéisation, notamment les différentes conditions aux limites utilisées.

### 5.1.1 Modélisation des composites textiles : revue bibliographique

Le point de départ du processus d'homogénéisation est, outre le choix du VER, sa modélisation géométrique. Toutefois, il n'est pas souvent aisé de modéliser la géométrie de la microstructure des composites textiles à cause de sa complexité. Pour contourner cette difficulté, plusieurs auteurs ont créé des modèles plus ou moins prédictifs compte tenu de leurs besoins. On peut distinguer des modèles analytiques et des modèles numériques. Il existe ainsi une bibliographie abondante sur ce sujet, chaque modèle présentant ses atouts et ses faiblesses.

#### 5.1.1.1 Modèles analytiques

Les modèles analytiques peuvent être classés en deux groupes : ceux qui utilisent la théorie classique des stratifiés et ceux qui sont basés sur une approche énergétique [13]. La théorie classique des stratifiés reste la plus utilisée et est basée sur l'expression des résultantes et des

moments en fonction des déformations en membrane et des courbure [8] :

- Sous forme matricielle

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.1)$$

- Sous forme contractée

$$\begin{bmatrix} N \\ M_f \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_m \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (5.2)$$

Où

-  $N_x$ ,  $N_y$  et  $N_{xy}$  : les résultantes ;

-  $M_x$ ,  $M_y$  et  $M_{xy}$  : les moments ;

-  $\varepsilon_{xx}^0$ ,  $\varepsilon_{yy}^0$  et  $\gamma_{xy}^0$  : les déformations en membrane ;

-  $\kappa_x$ ,  $\kappa_y$  et  $\kappa_{xy}$  : les courbures ;

- A, D et B représentent respectivement la matrice de rigidité en membrane, la matrice de rigidité en flexion et la matrice de couplage membrane-flexion-torsion.

Vers les années 80, Ishikawa et Chou ont développé trois modèles analytiques 1D pour étudier la rigidité et la résistance des composites tissés [35]. Il s'agit des modèles "mosaic", "fibre ondulation" et "bridging".

Ces modèles simplifient grandement le tissu composite et prônent une idéalisation du composite tissé en un assemblage asymétrique de briques prismatiques en stratifié, faisant ainsi abstraction de l'ondulation des torons et de leur continuité.

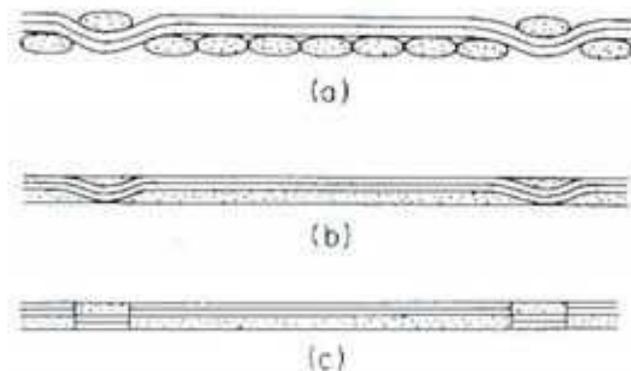


FIGURE 5.1 – Illustration de la construction d'un modèle mosaïque

Ces modèles 1D ont également inspiré d'autres auteurs pour le développement de modèles analytiques améliorés. Parmi eux, P.S. SHEMAKAR et N.K. NAIK [66] [67] ont proposé des modèles 2D en se servant des fonctions de forme sinusoïdale pour définir la géométrie de la cellule unitaire. En s'inspirant de ces modèles 2D, M.V. DONADON et al. ont développé un modèle micromécanique 3D [51]. Ce dernier permet de prédire les propriétés élastiques d'un composite tissé tout en mettant en exergue les limites de ces modèles basés sur la théorie classique des stratifiés, notamment en ce qui concerne la prédiction des propriétés hors-plan. Les méthodes analytiques proposées sont assez nombreuses et on ne saurait toutes les dénombrer. On peut toutefois rajouter B.V. SANKAR et R.V. MARREY qui ont proposé une méthode analytique appelée "Selective Averaging Method (SAM)" [65]. C'est une méthode analytique qui permet de prédire les constantes thermoélastiques d'un composite textile. Elle consiste à diviser la cellule en plusieurs tranches (échelle mésoscopique) et de subdiviser ces tranches en plusieurs autres microéléments (échelle microscopique). Tous ces modèles analytiques ont l'avantage d'être faciles à utiliser et de permettre une évaluation rapide de nouveaux matériaux. Néanmoins, ce sont des modèles approximatifs qui ont l'inconvénient d'avoir une faible précision et qui ne répondent pas entièrement à nos besoins. Si certains peuvent permettre de prédire, plus ou moins efficacement, les propriétés effectives du matériau au niveau macroscopique, elle ne permettent pas d'avoir accès aux phénomènes locaux qui se produisent au sein du composite tressé étudié. Ainsi, l'alternative reste l'utilisation des méthodes numériques.

#### 5.1.1.2 Modèles numériques

Les méthodes numériques sont essentiellement basées sur la méthode des éléments finis. Ce sont des méthodes qui permettent de prédire les propriétés mécaniques des composites textiles quelle que soit leur complexité. Elles ont l'avantage de permettre une analyse locale des états de contraintes et de déformations et d'étudier l'influence de plusieurs paramètres sur le comportement mécanique.

Malgré les nombreux avantages, l'utilisation de ces modèles bute sur deux principaux obstacles :

i) le premier obstacle est lié à la modélisation géométrique du volume élémentaire représentatif du matériau. En effet, les architectures de tissage ou de tressage sont assez complexes au point que les outils classiques de CAO (Conception Assistée par Ordinateur) sont limités pour reproduire convenablement la géométrie du composite. Ainsi, dans les années 2000, différents auteurs ont développé des outils numériques performants pour générer des designs plus ou moins complexes. Parmi eux, on peut citer G. COUEGNAT qui a développé GENTEX [18]. Cet outil permet

de générer un certain nombre de modèles tissés 2D et 3D d'orientation  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Il a aussi l'avantage d'être compatible avec le logiciel Zset, outil utilisé au centre des matériaux de Mines ParisTech. Néanmoins, GENTEX n'offre pas, pour l'instant, la possibilité de faire varier les angles d'orientation des fils. Par ailleurs, S.V. LOMOV et al. ont mis en place WiseTex [46]. WiseTex est un package d'outils dont FETex qui, par l'intermédiaire du logiciel ANSYS, permet de générer un maillage périodique. L'outil WiseTex a la capacité de modéliser des tissus 2D et 3D ainsi que des tressages 2D avec la possibilité de faire varier les angles d'orientation des fils. Toutefois, il présente quelques limites liées à l'impossibilité d'obtenir des tressages 3D et des fractions volumiques très élevées par crainte d'avoir des torons qui s'interpénètrent. Enfin, M. SHERBURN a développé le logiciel TEXGEN [68] qui présente presque les mêmes avantages et limites que WiseTex.

ii) le deuxième obstacle est lié à la performance et à la capacité de stockage des ordinateurs. En effet, les calculs d'homogénéisation deviennent très lourds si l'on veut une finesse de maillage qui permette la convergence des résultats. Ainsi, ces études d'homogénéisation deviennent très coûteuses en matière de temps de calculs et de stockage. Toutefois, l'évolution technologique au cours de ces dernières années avec notamment la conception de machines hyper puissantes ayant une grande capacité de stockage permet de contourner cet obstacle. Par ailleurs, une autre alternative consiste à un recours aux calculs dits parallèles.

La résolution progressive de ces deux verrous technologiques a accéléré l'utilisation des méthodes numériques multiéchelles pour modéliser plusieurs types de composites. Elle est, ainsi, devenue une solution très efficace et très économique pour comprendre leur comportement mécanique et accroître leur performance par une optimisation de certains paramètres de leur procédé de mise en forme.

### 5.1.2 Technique d'homogénéisation

Au cours de ces dernières années, l'homogénéisation des milieux hétérogènes a été largement abordée dans de nombreux travaux et ainsi, il existe plusieurs modèles d'homogénéisation que l'on peut adapter selon l'environnement hétérogène et les objectifs recherchés. Par ailleurs, la procédure d'homogénéisation nécessite trois opérations qui sont largement détaillées par Bornert et al. [48].

i) **la représentation** : Cette étape concerne la description géométrique de l'entité de volume étudiée ainsi que la définition du comportement mécanique de ses constituants. Cette étape s'accompagne d'un choix pertinent de l'échelle au niveau de laquelle l'étude est réalisée. Pour le cas des composites textiles, on peut identifier trois échelles :

- une échelle dite microscopique qui correspond à celle des fibres ;
- une échelle dite mésoscopique qui correspond à celle des torons ;
- une échelle dite macroscopique qui correspond à celle de la structure.

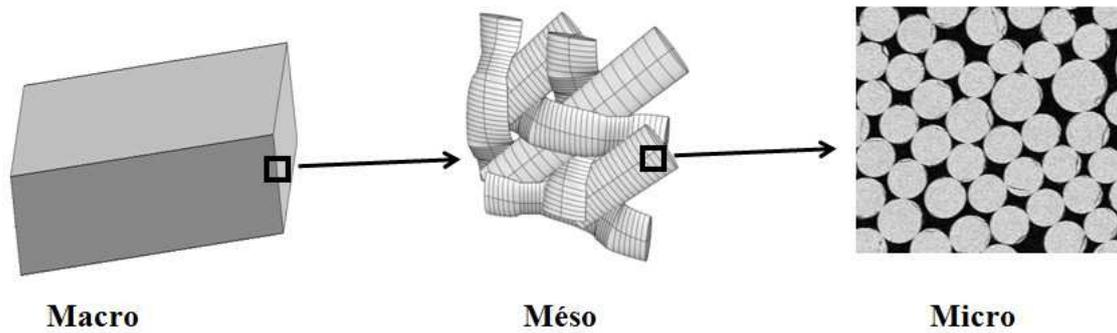


FIGURE 5.2 – Différentes échelles

La description mécanique des constituants concerne la connaissance i) des propriétés mécaniques des fibres et de la résine si l'on souhaite déterminer les propriétés effectives à l'échelle mésoscopique et ii) des propriétés mécaniques des torons si l'on souhaite identifier les propriétés effectives macroscopiques d'un composite textile.

ii) **la localisation** : L'objectif est de relier respectivement, suivant une opération de moyenne dans le VER, les contraintes  $\Sigma$  et déformations  $E$  globales aux contraintes  $\sigma$  et déformations  $\varepsilon$  locales telles que :

$$\Sigma = \langle \sigma \rangle = \frac{1}{|V|} \int_V \sigma \, dv \quad (5.3)$$

$$E = \langle \varepsilon \rangle = \frac{1}{|V|} \int_V \varepsilon \, dv \quad (5.4)$$

Où  $V$  est le VER

La résolution d'un problème d'homogénéisation nécessite l'application des conditions de déformations ou de contraintes homogènes aux contours de l'élément de volume considéré. Pour un volume élémentaire représentatif, trois types de conditions aux limites sont souvent imposés [9] Il s'agit des :

- Conditions de déformations homogènes aux contours ou Kinetic Uniform Boundary Conditions (KUBC) :

$$\underline{u} = \underline{E} \cdot \underline{x} \quad \forall \underline{x} \in \partial V \quad (5.5)$$

Où  $\underline{E}$ , indépendant de  $\underline{x}$ , est un tenseur symétrique imposé

- Conditions de contraintes homogènes aux contours ou Static Uniform Boundary Conditions (SUBC) :

$$\tilde{\sigma} \cdot \underline{n} = \underline{\Sigma} \cdot \underline{n} \quad \forall \underline{x} \in \partial V \quad (5.6)$$

Où  $\underline{\Sigma}$ , indépendant de  $\underline{x}$ , est un tenseur symétrique imposé

- Conditions périodiques ou Periodic Boundary Conditions : Ces conditions sont imposées dans le cas d'un élément de volume périodique. Ainsi, en imposant un déplacement

$u(x) = \bar{\varepsilon} \cdot x$  aux bords de cet élément de volume, on cherche à déterminer les champs de solution en déplacement et en déformation de la forme :

$$\begin{cases} u(x) = \bar{\varepsilon} \cdot x + u'(x), \\ \varepsilon(u(x)) = \bar{\varepsilon} + \varepsilon(u'(x)) \end{cases} \quad (5.7)$$

Où  $\bar{\varepsilon}$  est le champ de déformations macroscopiques résultant ;  $u'$  est un champ périodique c'est à dire que toutes les composantes de  $u'$  prennent des valeurs identiques aux bords de l'élément de volume.

iii) **l'étape d'homogénéisation** : Il revient à identifier les coefficients effectifs de la matrice de rigidité  $C(x)$  qui définit la relation entre les grandeurs macroscopiques  $\bar{\sigma}$  et  $\bar{\varepsilon}$ . La détermination de ces coefficients pour un composite de type orthotrope et d'architecture périodique nécessite la résolution de six problèmes locaux qui comprennent la loi de comportement des constituants, les équations d'équilibre, les conditions de périodicité et la condition de moyenne, et ce, en imposant respectivement des déformations moyennes [48] [38] :

$$\begin{cases} \sigma(x) = C(x) : (\varepsilon(u'(x)) + \bar{\varepsilon}) \quad \forall x \in V, \\ \text{div}(\sigma(x)) = 0 \quad \forall x \in V, \quad u' \# , \quad \sigma \cdot n - \# \end{cases} \quad (5.8)$$

Où  $u'$  est l'unique solution qu'admet le problème et les symboles  $\#$  (respectivement  $-\#$ ) caractérisent des champs qui prennent des valeurs égales (respectivement opposées) en deux points qui se correspondent par translation suivant les vecteurs de périodicité sur les faces opposées du contour.

## 5.2 Prédiction des propriétés des torons : Homogénéisation à l'échelle microscopique

La première étape de cette partie d'analyse multiéchelle est la détermination des propriétés élastiques des torons. Le toron, de part sa constitution, est assimilable à un composite unidirectionnel dont le comportement mécanique est considéré comme isotrope transverse. En pratique, ce type de comportement est défini par cinq constantes d'élasticité indépendantes comme le montre la matrice de rigidité  $[C]$  ci-dessous.

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (5.9)$$

Les coefficients  $C_{ij}$  sont liés aux modules élastiques du matériau qui sont habituellement déterminés grâce à la réalisation d'essais de traction et de cisaillement. Compte tenu des dimensions des torons et la difficulté de les extraire du composite final pour réaliser les essais expérimentaux, des méthodes alternatives plus rapides sont utilisées pour prédire de manière plus ou moins exacte ce comportement. Trois méthodes sont retenues : la première est basée sur l'utilisation de formules analytiques, la deuxième est basée sur le maillage de VER extraits des images de microscopie électronique à balayage (MEB) et la troisième est basée sur la modélisation de cellules élémentaires périodiques. Dans tous les cas, la connaissance du taux de fibres dans le composite étudié est indispensable soit pour calculer les propriétés mécaniques à l'aide des formules théoriques, soit pour modéliser les cellules élémentaires périodiques. Dans ce cas, la méthode de pyrolyse du composite présentée au chapitre 2 pour déterminer la fraction volumique est difficilement applicable. C'est pourquoi, la solution la plus adaptée reste l'identification par analyse d'images. Cette opération est effectuée sur les images MEB de la microstructure du composite à l'aide du logiciel MICROMORPH, outil développé par le centre de morphologie mathématique de l'ENSMP. En effet, l'analyse d'images est un ensemble d'outils, le plus souvent numériques, de traitement d'images 2D ou 3D afin d'en extraire un certain nombre de données quantitatives pour les exploiter [21]. Il est évident que la répartition des fibres au sein d'un volume donné peut être différente de celle du volume voisin comme l'illustrent les figures ( FIG. 5.3). Ce phénomène pourrait entraîner des taux de fibres différents pour un même matériau.

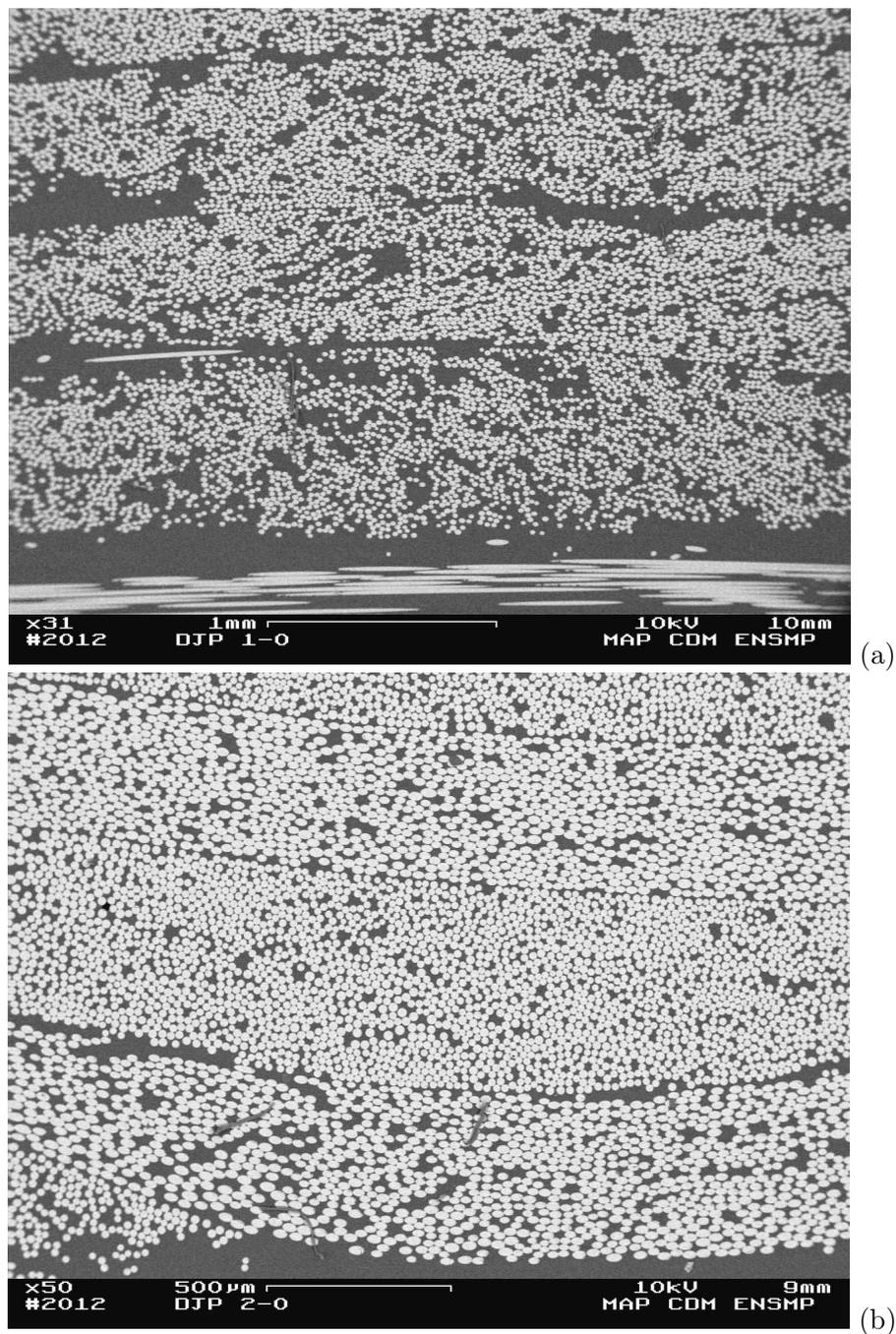


FIGURE 5.3 – Répartition différente des fibres au sein de la microstructure

En effet, contrairement aux composites stratifiés où les fibres sont théoriquement parallèles, les fibres au sein des composites textiles sont ondulées, notamment dans la zone d'entrelacement des torons axiaux et des torons hors axes. A cet endroit, les fibres sont plus denses qu'ailleurs à cause des efforts de friction. Pour avoir des mesures de taux de fibres représentatives, la réalisation de plusieurs mesures sur des images différentes suivie d'une opération de moyenne des valeurs obtenues pourraient être une alternative.

Toutefois, il est pertinent de se demander si les images sélectionnées contiennent suffisamment d'informations pour produire des mesures représentatives. Plusieurs auteurs ont abordé

cette question et ont suggéré une étude de caractérisation de la microstructure qui fait intervenir différents critères morphologiques [73] [48]. Ces critères tels que la covariance et la portée intégrale permettent de caractériser l'agencement spatial des fibres au sein de la matrice pour définir la taille minimale du VER qui garantit une reproductibilité des mesures des grandeurs physiques [26] [37]. On peut aussi citer les travaux de M. Oumarou [50] qui ont permis de mettre en relation la taille du VER et la précision des prédictions de propriétés mécaniques et électriques pour un composite à matrice organique renforcée de fibres de verre.

Dans le cadre de cette étude, il a été décidé de s'appuyer sur les résultats des travaux précédemment cités pour choisir les tailles des images. Ainsi, plusieurs cellules ont été extraites sur différentes parties de la microstructure dans le but de pouvoir suivre l'évolution des propriétés en fonction de la fraction volumique et en même temps de disposer d'une base de données élargie pour la comparaison avec les autres méthodes de prédiction.

### 5.2.1 Approche analytique

Les modules élastiques dépendent essentiellement des propriétés élastiques des constituants (fibre et matrice) et du taux de fibre. Il existe dans la littérature plusieurs approches théoriques permettant de calculer ces modules avec des précisions plus ou moins correctes. Ainsi, les méthodes utilisées peuvent être classées suivant trois types [8] : recherche de bornes supérieures et inférieures des modules d'élasticité, recherche de solution exacte et les approches semi-empiriques (loi des mélanges, équation d'Halpin-Tsai). On se limitera à énoncer les formules les plus connues :

- le module d'Young longitudinal :

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (5.10)$$

- le coefficient de Poisson longitudinal :

$$\nu_{LT} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) \quad (5.11)$$

- le module de cisaillement longitudinal :

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f(1 + V_f) + G_m(1 - V_f)}{G_f(1 - V_f) + G_m(1 + V_f)} \quad (5.12)$$

- le module de compression hydrostatique :

$$K_L = k_m + \frac{1}{\frac{1}{k_f - k_m + \frac{1}{3}(G_f - G_m)} + \frac{1 - V_f}{k_m + \frac{4}{3}G_m}} \quad (5.13)$$

- le module de cisaillement transversal :

$$G_{TT'} = G_m \left( 1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{G_f - G_m} + \frac{k_m + \frac{7}{3}G_m}{2k_m + \frac{8}{3}G_m} (1 - V_f)} \right) \quad (5.14)$$

- le module d'Young transversal :

$$E_T = \frac{2}{\frac{1}{2K_L} + \frac{1}{2G_{TT'}} + 2\frac{\nu_{LT}^2}{E_L}} \quad (5.15)$$

Où

- $E_f$  et  $E_m$  sont respectivement les modules d'Young longitudinaux de la fibre et de la matrice ;
- $\nu_f$  et  $\nu_m$  sont respectivement les coefficients de Poisson de la fibre et de la matrice ;
- $G_f$  et  $G_m$  sont respectivement les modules de cisaillement de la fibre et de la matrice ;
- $k_f$  et  $k_m$  sont respectivement les modules de compression hydrostatique de la fibre et de la matrice.

Ces méthodes théoriques supposent une liaison parfaite fibre/matrice et un arrangement régulier des fibres continues et parallèles.

### 5.2.2 Volumes extraits de la microstructure : Essais numériques

Après extraction des éléments de volume supposés représentatifs de la microstructure, une opération de seuillage consistant à séparer les fibres et la matrice est réalisée à l'aide de MICROMORPH. Cette étape est nécessaire pour déterminer les fractions volumiques et facilite également le maillage au niveau des interfaces fibre/matrice.

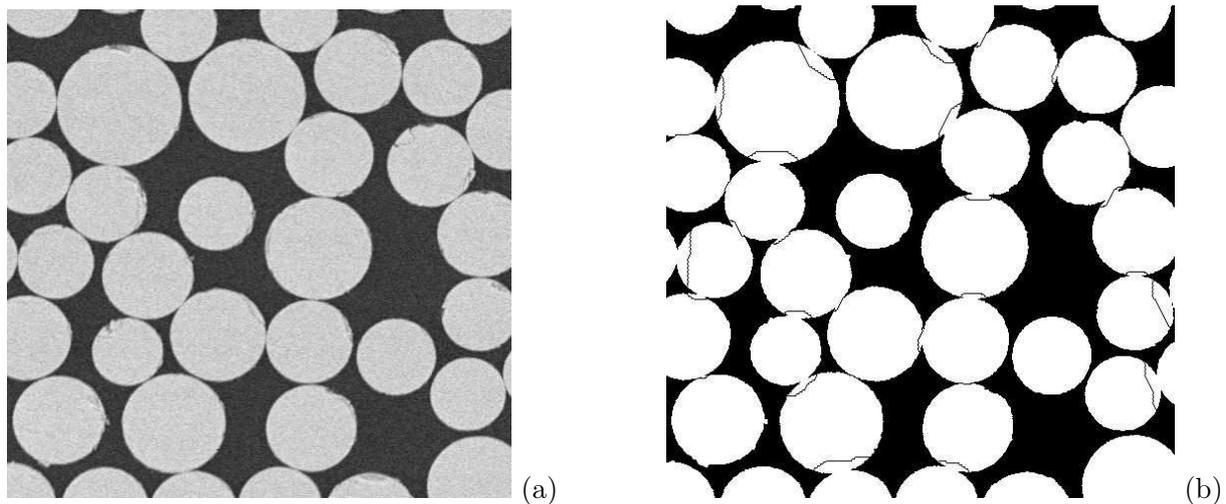


FIGURE 5.4 – Microstructure : (a) avant seuillage et (b) après seuillage

#### Maillage des VER

Le maillage des volumes choisis est réalisé à l'aide du logiciel AVIZO. Il se trouve que le maillage proposé par AVIZO est extrêmement fin comme l'illustre la figure (FIG. 5.5.a) et contient 290473 noeuds, soit 871419 degrés de libertés. Par conséquent, une phase d'optimisation et de remaillage sur Zset est nécessaire pour obtenir un nombre de degrés de libertés (ddl) raisonnable sans altérer la qualité des résultats de calculs. Ce processus a permis d'obtenir un maillage de 11419 noeuds, soit 34257 ddl (FIG. 5.5.b).

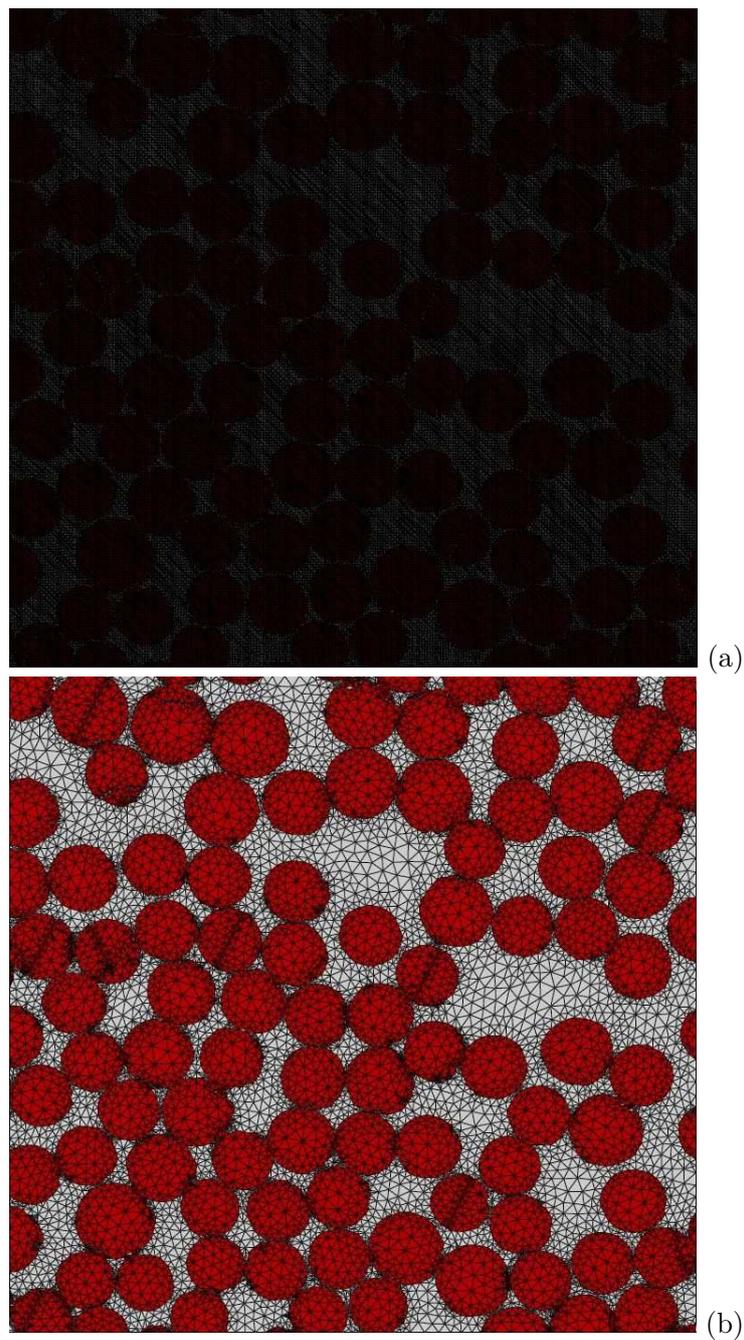


FIGURE 5.5 – Maillage de la microstructure : (a) maillage par Avizo et (b) remaillage par Zset

Afin d'identifier l'ensemble des modules élastiques, notamment les modules longitudinaux, les maillages précédents sont transformés en maillages tridimensionnels par une simple extrusion perpendiculairement au plan (FIG. 5.6).

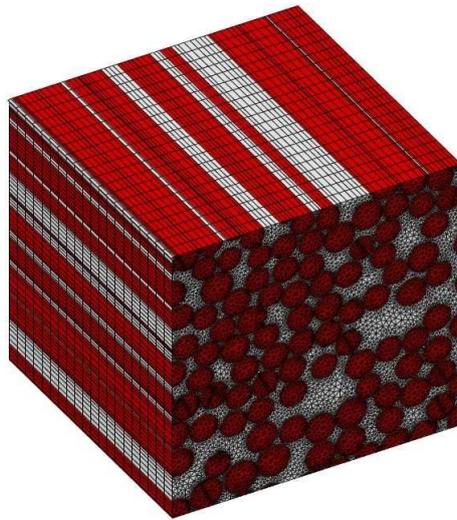


FIGURE 5.6 – Maillage 3D

### Conditions aux limites : KUBC et SUBC

En effet, il est souvent plus pratique d'appliquer des conditions aux limites périodiques dans le cadre d'un processus d'homogénéisation. Toutefois, l'application de ces types de conditions aux limites implique nécessairement un maillage périodique des contours. Pour les raisons déjà évoquées, notamment liées à l'agencement aléatoire des fibres, il n'est pas évident d'avoir une périodicité du maillage.

Pour contourner cet obstacle lié à la disposition aléatoire des fibres et pouvoir effectuer une homogénéisation périodique, certains chercheurs ont utilisé une méthode dite Embedded Cell Approach (ECA) [22] [27] [52]. Elle consiste à intégrer la cellule à étudier dans un volume homogénéisé dont les propriétés sont connues d'avance et à imposer un maillage périodique sur les bords du volume enveloppant.

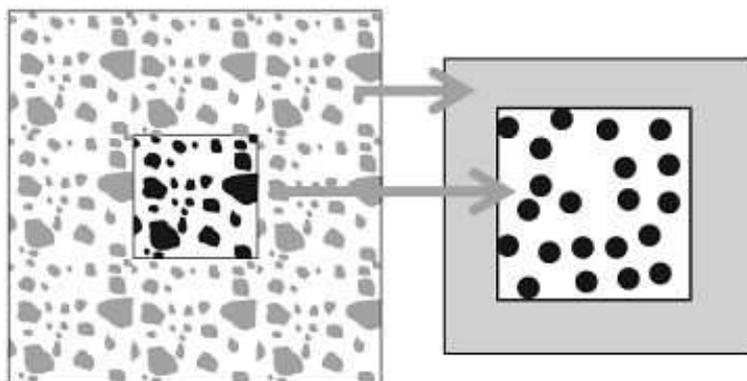


FIGURE 5.7 – Embedded Cell Approach [52]

Cette solution nécessiterait des étapes supplémentaires plus ou moins complexes et alourdirait davantage le maillage à cause de la partie enveloppante. Il a été décidé de simuler des essais de traction et de cisaillement. Pour cela, on pourra facilement imposer des conditions KUBC et SUBC directement sur la microstructure déjà maillée.

En effet, la simulation de deux essais de traction permet d'identifier les modules d'Young  $E_{11}$  ( $E_{xx}$ ) et  $E_{22}$  ( $E_{yy}$ ) et le coefficient de poisson  $\nu_{12}$  ( $\nu_{xy}$ ). Il s'agit d'imposer, dans la direction où l'on cherche à déterminer les modules élastiques, un déplacement nul aux noeuds de la face supérieure et un chargement uniaxial aux noeuds de la face opposée. Certes, ce chargement est le plus souvent une pression mais il peut aussi être un déplacement imposé (FIG. 5.8.a). Parallèlement, une relation linéaire de type MPC (MPC = Multi-Point Constraint) consistant à imposer un déplacement égal est appliquée aux noeuds des quatre autres faces opposées deux à deux.

Quant aux simulations des essais de cisaillement, elles servent à déterminer les modules  $G_{12}$  ( $G_{xy}$ ) et  $G_{23}$  ( $G_{yz}$ ) et accessoirement le coefficient de poisson  $\nu_{23}$  ( $\nu_{yz}$ ). L'essai de cisaillement dans le plan X-Y est réalisé en imposant des déplacements aux noeuds des faces X et Y (FIG. 5.8.b). Parallèlement, des conditions MPC sont appliquées aux noeuds des faces libres.

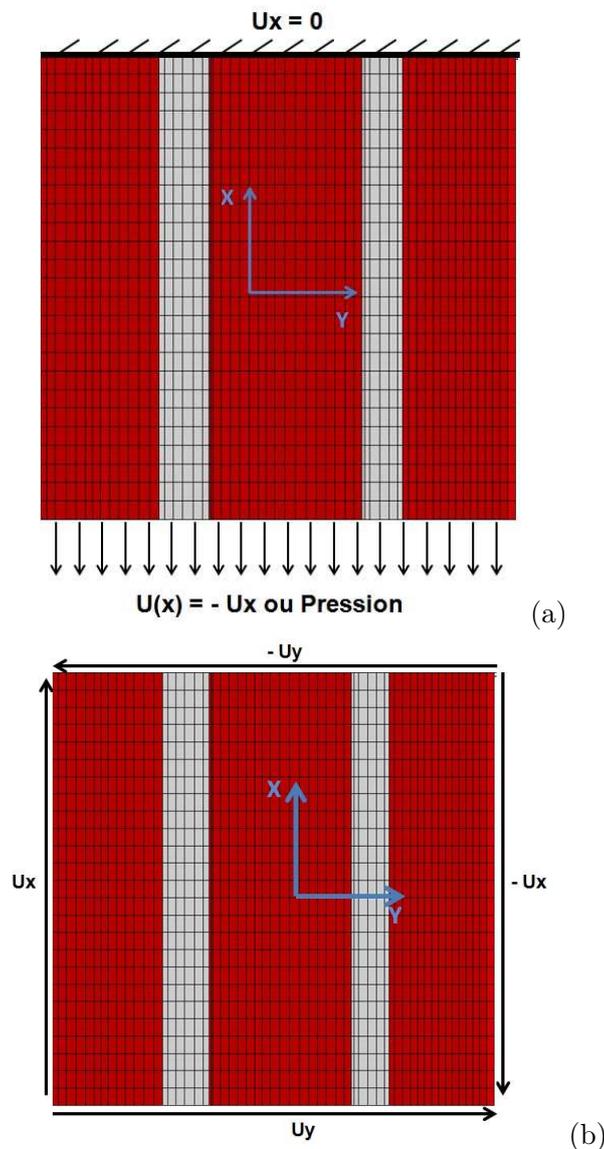


FIGURE 5.8 – Conditions aux limites : (a) essai de traction longitudinale suivant l'axe X (b) essai de cisaillement dans le plan XY

Deux types de matériaux sont particulièrement testés : un composite en fibres de verre et en résine époxyde et un composite en fibres de carbone et en résine époxyde. L'évolution des modules  $E_{ij}$  et  $G_{ij}$  en fonction de la fraction volumique est mise en exergue à travers les courbes ci-dessus (FIG. 5.10 et FIG. 5.11).

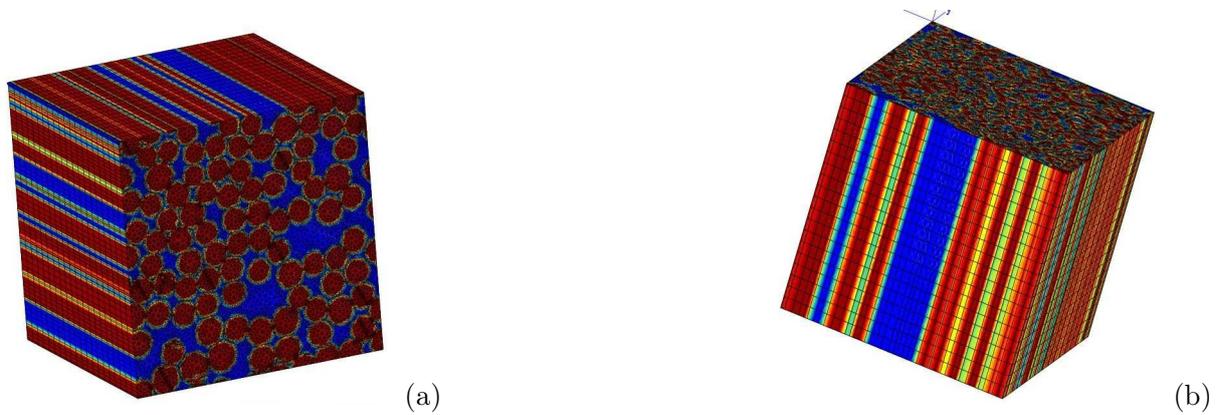


FIGURE 5.9 – Simulation numérique sur différentes cellules

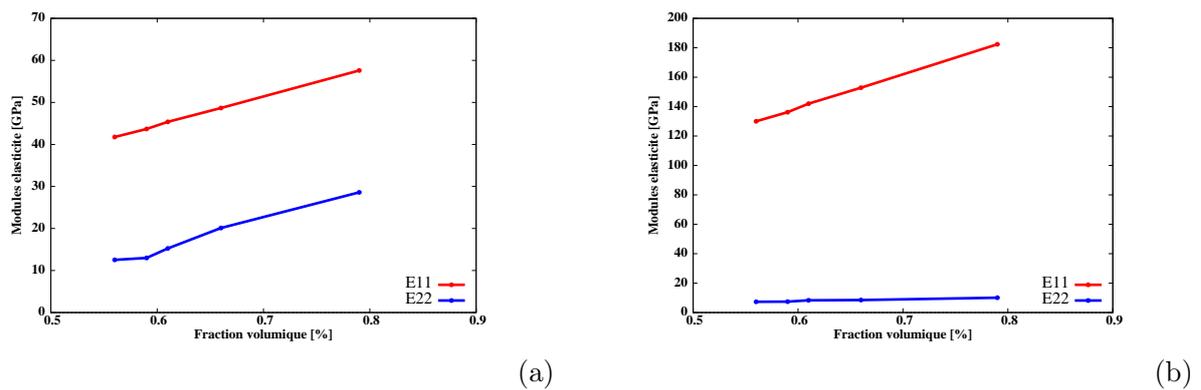


FIGURE 5.10 – Evolution des modules d'Young en fonction de la fraction volumique : (a) composite en fibres de verre (b) composite en fibres de carbone

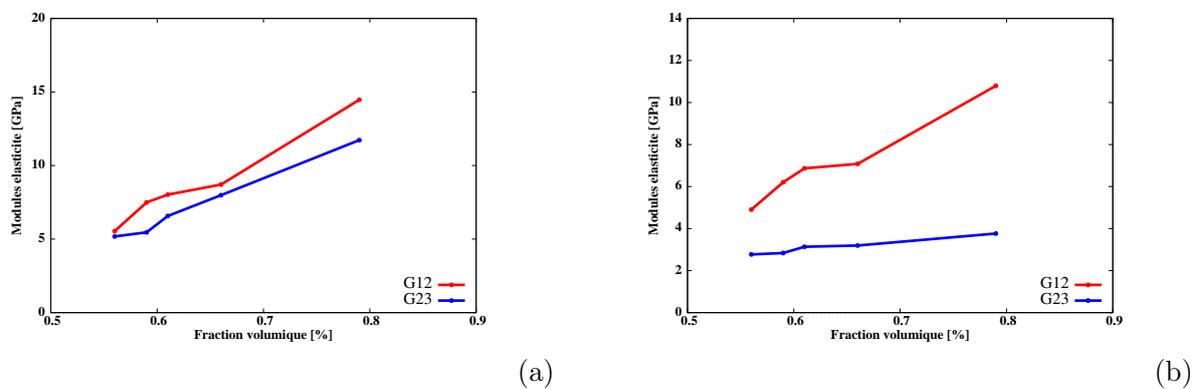


FIGURE 5.11 – Evolution des modules de cisaillement en fonction de la fraction volumique : (a) composite en fibres de verre (b) composite en fibres de carbone

### 5.2.3 Homogénéisation périodique

#### Maillage des cellules élémentaires

La troisième méthode consiste à modéliser des cellules élémentaires périodiques qui ont des fractions volumiques équivalentes à celles des microstructures testées au paragraphe précédent et à y réaliser des calculs d'homogénéisation. Pour cela, on suppose que :

- les constituants (fibre et matrice) sont deux phases homogènes ;
- l'interface entre fibre et matrice est parfaite ;
- les fibres sont disposées de manière régulière au sein de la matrice.

En effet, cette hypothèse de disposition régulière des fibres permet de réduire le VER à une cellule élémentaire. Le choix de cette cellule obéit à des plans de symétrie judicieusement choisis qui permettent de reconstituer le VER de départ en procédant à de simples translations. Par ailleurs, on trouve dans la littérature diverses configurations de cellules élémentaires en fonction des objectifs de l'étude [38]. Ainsi, pour une cellule dans laquelle on souhaite introduire des mécanismes d'endommagement ou de rupture pour analyser leur influence sur certaines grandeurs au niveau local, la présence d'un minimum de fibres est souhaitable pour évaluer l'impact de ces mécanismes sur les fibres voisines [12]. Tandis que, dans le cadre d'une homogénéisation basée sur une opération de moyenne où on cherche à prédire les propriétés mécaniques et/ou thermiques du matériau, on pourrait se contenter d'une simple fibre noyée à l'intérieure de la matrice en forme cubique. Une telle démarche favorise d'abord l'obtention d'un maillage à peu de degrés de liberté et par conséquent, la réalisation de calculs moins coûteux en termes de temps et de stockage. Ensuite, il est naturellement plus facile de modifier les paramètres géométriques de la cellule afin de faire varier la fraction volumique.

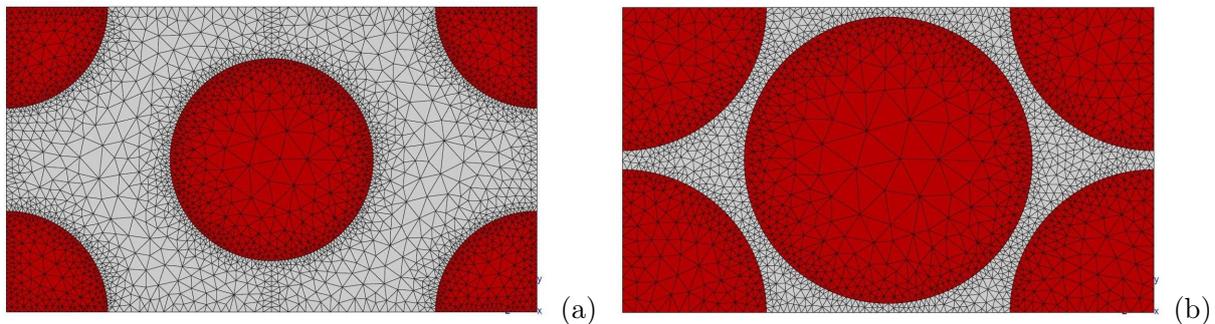


FIGURE 5.12 – Maillage des cellules élémentaires : (a) cellule contenant 40% de taux de fibres et (a) cellule contenant 80% de taux de fibres

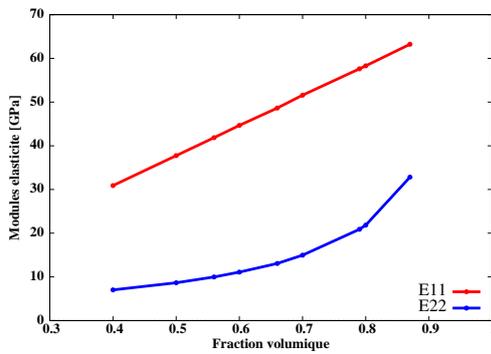
#### Conditions aux limites périodiques

L'application des conditions de périodicité est faite en utilisant la méthode MPC\_periodic. Cette méthode peut être appliquée soit au niveau des faces opposées, soit au niveau des noeuds en vis à vis sur ces faces opposées. Cette dernière approche est privilégiée et nécessite la création des groupes de noeuds (couples de noeuds) contenant chacun un noeud d'une face donnée et son vis à vis de la face opposée.

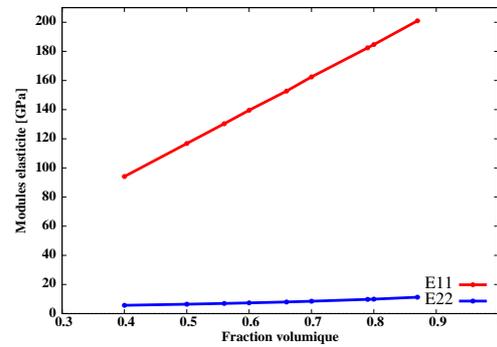
Enfin, l'identification des modules  $C_{11}$ ,  $C_{22}$ ,  $C_{12}$ ,  $C_{23}$ ,  $C_{44}$  et  $C_{66}$  nécessite la résolution de quatre problèmes aux limites en imposant respectivement les déformations moyennes non nulles  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $E_{12}$  et  $E_{23}$ .

A partir des coefficients  $C_{ij}$  sont déduits les modules élastiques d'ingénieur  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $G_{12}$ ,

$G_{23}$  et  $\nu_{12}$ .

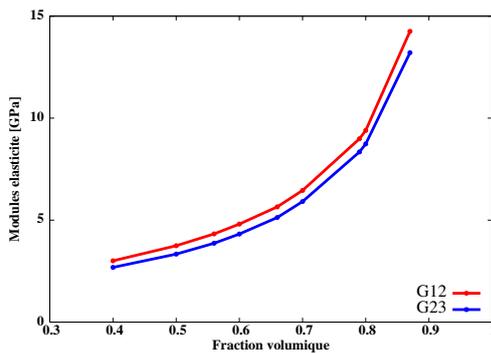


(a)

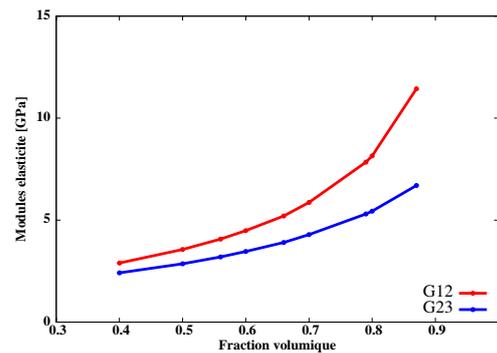


(b)

FIGURE 5.13 – Evolution des modules  $E_{ij}$  en fonction de la fraction volumique : (a) composite renforcé de fibres de verre (b) composite renforcé de fibres de carbone



(a)



(b)

FIGURE 5.14 – Evolution des modules  $G_{ij}$  en fonction de la fraction volumique : (a) composite renforcé de fibres de verre (b) composite renforcé de fibres de carbone

### 5.2.4 Corrélation des résultats

Les résultats issus des trois approches sont consignés dans un tableau pour mieux appréhender les convergences ou les écarts qui pourraient exister entre eux. Ils sont également comparés à des données bibliographiques.

Modules d'élasticité	Calculs analytiques	Essais numériques	Homogénéisation périodique	Données bibliographiques [62]
$E_{11}$ (GPa)	44.6	45.38	44.66	45.0
$E_{22}$ (GPa)	10.41	15.26	11.10	12.0
$G_{12}$ (GPa)	4.76	8.02	4.80	4.5
$G_{23}$ (GPa)	4.05	6.57	4.30	-
$\nu_{12}$	0.23	0.23	0.23	0.3
$\nu_{23}$	0.29	0.24	0.28	-

TABLE 5.1 – Comparaison des résultats calculés et des données issues de la littérature : composite à matrice époxyde renforcée en fibres de Verre,  $V_f=0.60$

Modules d'élasticité	Essais numériques	Homogénéisation périodique	Données bibliographiques [62]
$E_{11}$ (GPa)	141.98	139.60	134.0
$E_{22}$ (GPa)	8.33	7,39	7.0
$G_{12}$ (GPa)	6.86	4.49	4.2
$G_{23}$ (GPa)	3.13	3.46	-
$\nu_{12}$	0.21	0.22	0.25
$\nu_{23}$	0.33	0.33	-

TABLE 5.2 – Comparaison des résultats calculés et des données issues de la littérature : composite à matrice époxyde renforcée en fibres de carbone,  $V_f=0.60$

On note que les valeurs issues des différentes méthodes ont globalement les mêmes ordres de grandeurs. En même temps, les valeurs trouvées dans la littérature pour les mêmes fractions volumiques sont en phase avec ces résultats.

Toutefois, on remarque que les valeurs issues des essais numériques (à l'exception du module d'Young  $E_{11}$ ) où on a imposé des conditions aux limites KUBC et SUBC sont légèrement supérieures à celles issues de la méthode analytique et de l'homogénéisation périodique. Cette surestimation de certains modules est plus marquée pour le composite en fibres de verre. En effet, il a été démontré par des études antérieures que les conditions aux limites KUBC ont tendance à rigidifier le matériau [37].

On peut en conclure que pour la seule prédiction des propriétés élastiques linéaires des composites unidirectionnels, on peut se limiter à des calculs analytiques ou à de l'homogénéisation périodique sur des cellules élémentaires modélisées et maillées. En effet, ces dernières sont plus simples et plus rapides à obtenir contrairement aux calculs sur des volumes extraits des microstructures. Même si théoriquement cette dernière a l'avantage d'être plus représentative, elle nécessite des traitements d'images assez longs pour aboutir à un maillage correct sur lequel on peut espérer des résultats fiables. Parallèlement, le maillage obtenu est assez conséquent en terme de nombre de noeuds.

### 5.3 Prédiction des propriétés effectives du composite tressé 3D : homogénéisation à l'échelle mésoscopique

La deuxième étape de ce processus d'homogénéisation multiéchelle est celle qui consiste à prédire les propriétés élastiques linéaires du composite en partant de celles des torons dont l'identification est obtenue par homogénéisation à l'échelle microscopique. Dans ce sous chapitre,

- i) il est d'abord décrit l'ensemble des phases de la procédure d'homogénéisation à cette échelle,
- ii) le modèle construit est ensuite utilisé pour analyser l'effet des angles d'orientation des torons hors axe sur les propriétés mécaniques du composite.

#### 5.3.1 Procédure d'identification du modèle de prédiction

Elle nécessite la succession de plusieurs étapes qui sont :

- i) le choix de la cellule de base ;
- ii) la modélisation géométrique de la cellule ;
- iii) le maillage périodique de la cellule ;
- iv) la prise en compte de l'anisotropie du matériau par des repères locaux ;
- v) la définition des conditions aux limites périodiques et l'identification des coefficients.

En effet, la meilleure modélisation serait celle qui prend en compte l'ensemble des paramètres qui interviennent tout au long du processus d'élaboration du composite, des paramètres qui peuvent avoir une influence sur les propriétés. Ces paramètres sont principalement les caractéristiques des différents constituants du matériau, les effets du tressage sur les fibres, les effets du procédé d'injection de la résine et les effets de la post cuisson réalisée à la suite de l'injection. A l'évidence, il est difficile de mesurer l'impact de tous ces phénomènes. Parallèlement, on reste confronté aux limites des outils numériques qui ne peuvent pas reproduire intégralement certains types d'architectures. Pour contourner ces obstacles, différentes hypothèses sont choisies ainsi que des corrections sur la géométrie et les propriétés des torons sont apportées tout au long du processus d'homogénéisation pour faciliter la modélisation.

##### 5.3.1.1 Choix de la cellule de base

Le VER d'un composite textile est identifié en analysant la trajectoire des différents fils au sein d'une séquence de tressage. En théorie, la configuration des fils au sein de la tresse est prédéfinie car elle est en partie propre à la machine de tressage et dépend également des paramètres choisis. Pour ce composite tressé 3D, le VER identifié correspond à un motif de base composé de cinq plis. Chaque pli dispose de quatre fils axiaux autour desquels s'entrelacent des torons hors axes orientés à  $\pm\theta$  ( $\pm 45$ ). Afin de compléter la description du VER, il a été réalisé des observations optiques de la tresse non imprégnée ainsi des analyses microscopiques sur le composite final en procédant à des coupes dans les différentes directions. Par hypothèse, les désalignements des torons axiaux et les légers déplacements des fils après injection de la résine telle qu'il a été expliqué au chapitre 2 seront négligés pour faciliter la représentation.

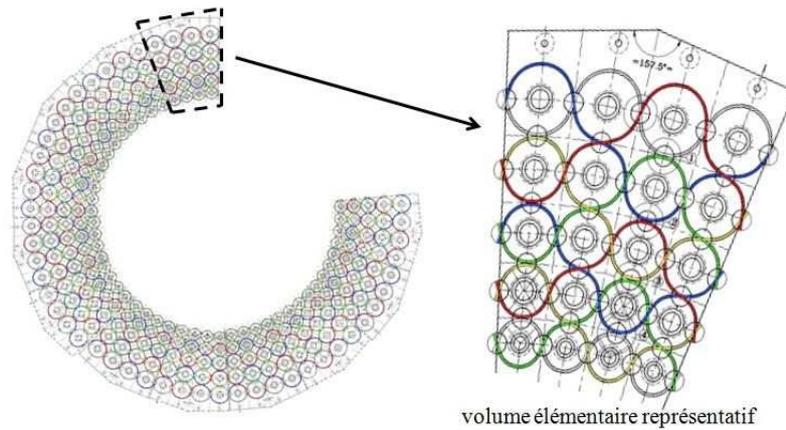


FIGURE 5.15 – Volume élémentaire représentatif

Par ailleurs, la périodicité de la microstructure du composite étudié permet de ramener le VER à une entité de volume plus petite appelée cellule de base. Elle est choisie de telle sorte qu'on puisse reproduire l'ensemble de la microstructure par translation suivant les différentes directions. Cette possibilité qu'offre la microstructure des composites textiles est illustrée par Mahmood Ansar et al. à travers plusieurs types d'architectures (FIG. 5.16) [2].

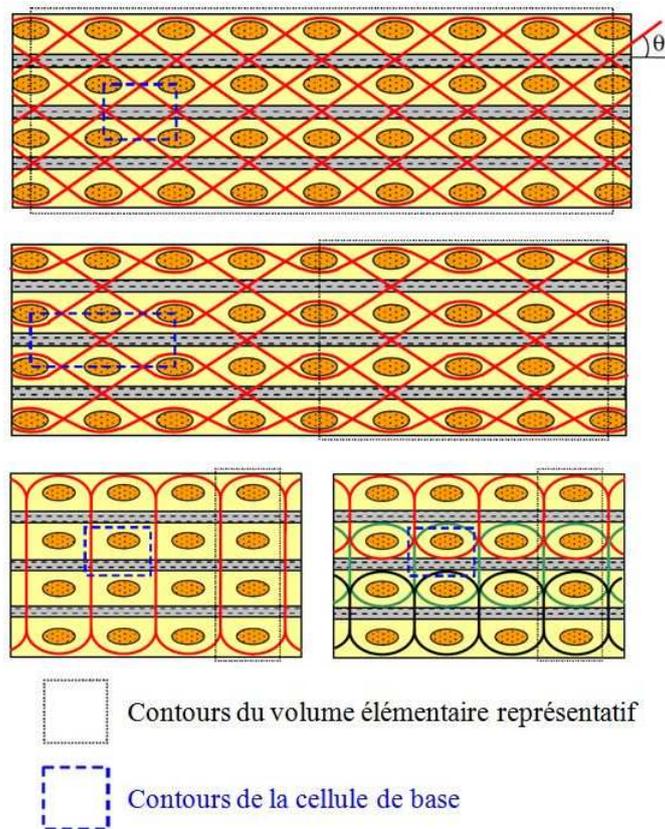


FIGURE 5.16 – Exemples de VER et de Cellules de base [2]

Dans le cadre de cette étude, la réflexion a conduit au choix de la cellule de base ci-dessous (FIG. 5.17). Elle servira de support pour l'ensemble des calculs d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique présenté dans ce chapitre ainsi que l'étude des mécanismes d'endommagement présentée dans le chapitre suivant.

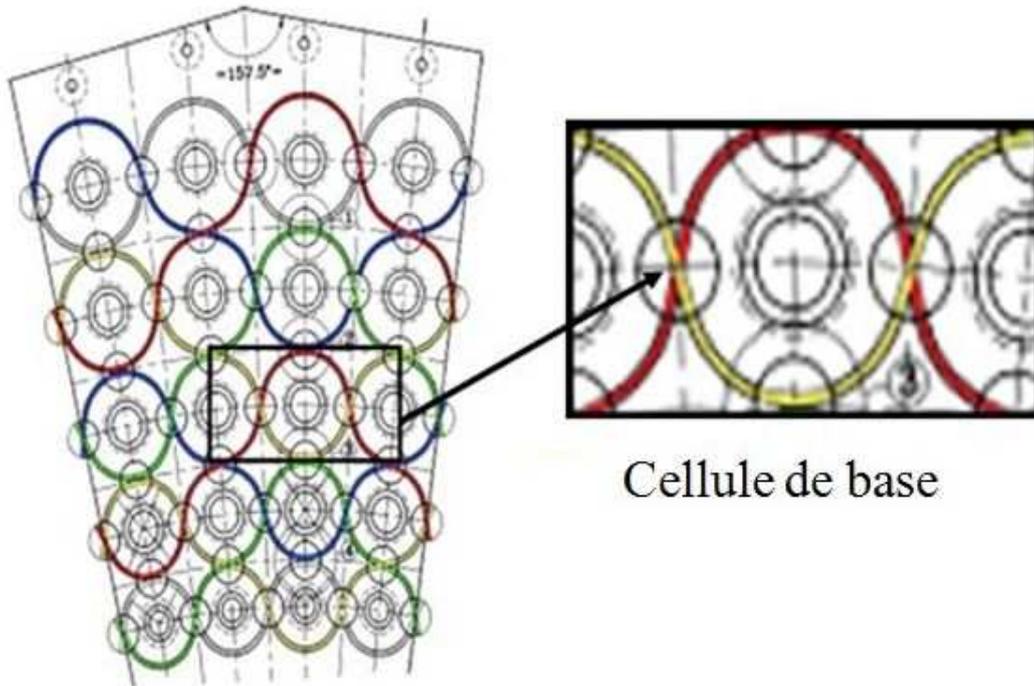


FIGURE 5.17 – Choix de la cellule de base

### 5.3.1.2 Modélisation géométrique de la cellule de base

A l'échelle mésoscopique, les torons sont supposés homogènes et sont alors modélisés en une seule géométrie monolitique sans distinction des fibres et de la matrice. La modélisation de la cellule de base se fait en deux étapes.

La première étape consiste à générer, grâce au logiciel WiseTex, une architecture de base (FIG. 5.18.b) sur laquelle est extraite la cellule de base. En effet, l'architecture de base comporte des torons orientés suivant trois directions (FIG. 5.18.a) : une direction axiale et deux directions opposées d'angles  $(+\theta$  et  $-\theta$ ). L'angle  $\theta$  peut varier entre 0 et 90°. Auparavant, des observations microscopiques ont permis de déterminer les caractéristiques de la microstructure du composite à modéliser. Il s'agit de la forme en ellipse et des diamètres moyens de la section des torons ainsi que le taux de fibre à l'intérieur d'un toron. Ces données recueillies servent à générer une description géométrique la plus proche possible de la réalité. Cependant, les torons ont tendance à s'interpénétrer au niveau des points d'entrelacement dès lors que le taux de fibre atteint une valeur de 50%. Pour éviter que les torons se touchent, des ajustements sont effectués au niveau des trajectoires et des sections des torons lors de la phase de modélisation.

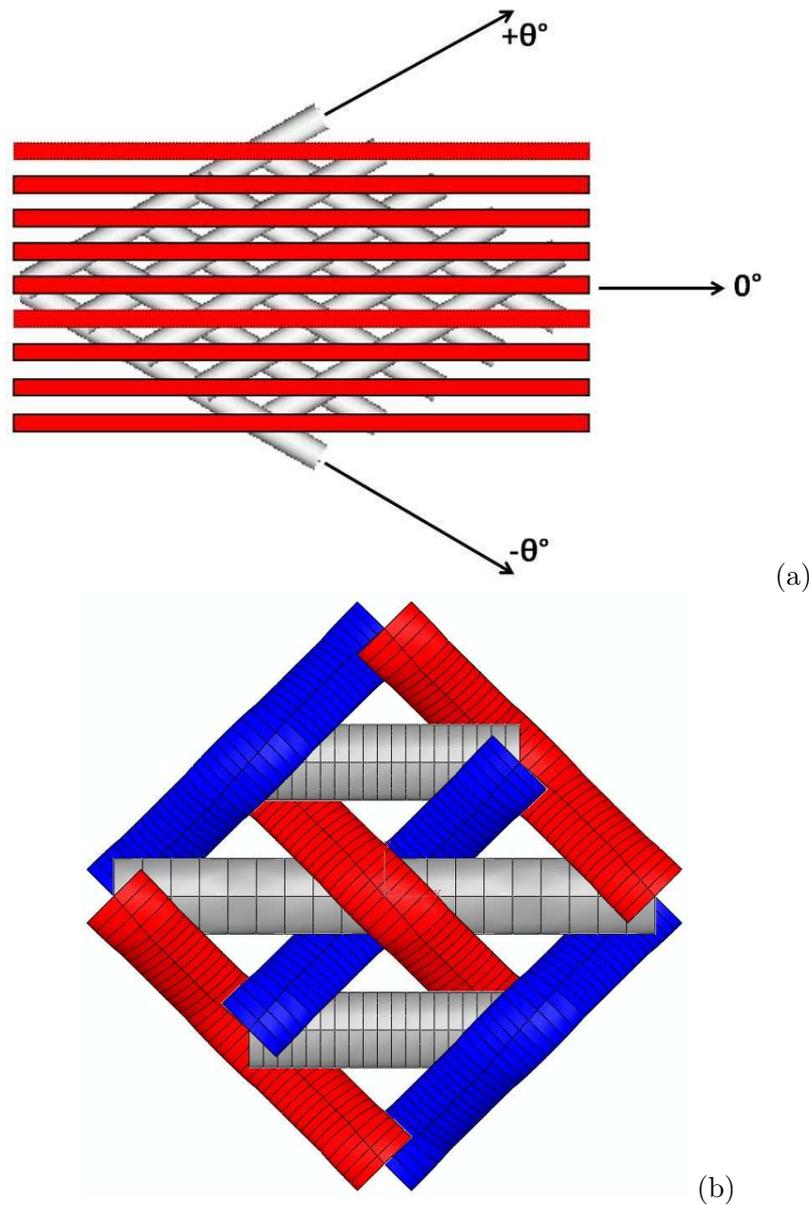


FIGURE 5.18 – (a) Mise en évidence des différentes orientations (b) Architecture de base

La deuxième étape de la modélisation consiste à reprendre, toron par toron, la géométrie de l'architecture de base. La nouvelle géométrie permettra de réaliser plus facilement des modifications et d'extraire les torons de la cellule de base par des opérations de découpe.

Pour cela, il a fallu :

- i) récupérer les points géométriques caractéristiques des torons : points sur les trajectoires et sur les sections (FIG. 5.19.a) ;
- ii) définir les contours et modéliser chaque toron pris individuellement (FIG. 5.19.b et FIG. 5.19.c) ;
- iii) reconstruire l'architecture de base par l'assemblage des différents torons repris (FIG. 5.20.a) ;
- iv) extraire les torons de la cellule de base (FIG. 5.20.b) ;
- v) et ajouter la matrice aux torons pour avoir la cellule de base complète (FIG. 5.20.c).

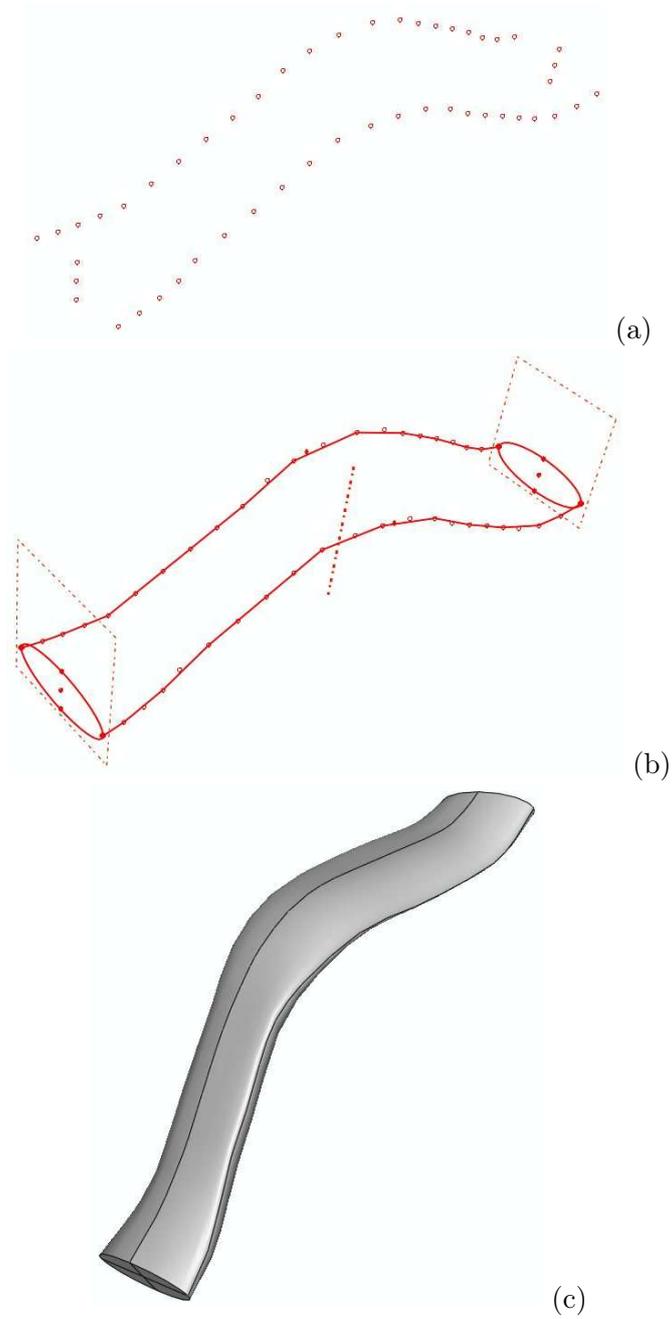


FIGURE 5.19 – (a) Points (b) Contours (c) Géométrie

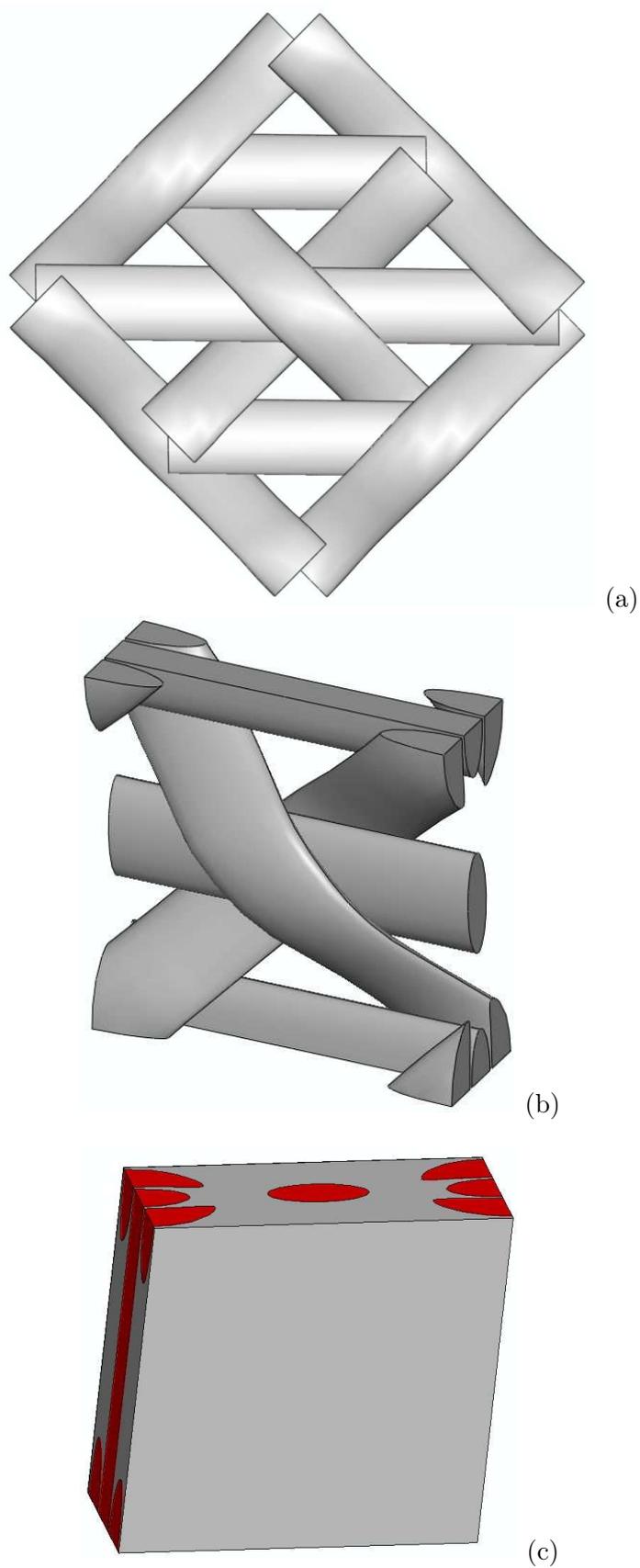


FIGURE 5.20 – (a) Reconstruction de l'architecture de base (b) Géométrie des torons (c) Cellule de base (torons + matrice)

Au-delà de faciliter les différentes opérations géométriques d'extraction des torons de la cellule, cette démarche a deux avantages. D'abord, elle permet de mieux maîtriser le maillage et donc de contrôler le nombre de degrés de liberté afin de pouvoir passer des calculs séquentiels. A l'opposé, le maillage proposé par WiseTex via FETex et ANSYS est souvent très dense. Le deuxième avantage de cette démarche est qu'elle offre plus de souplesse pour l'introduction des fissures dans le maillage, étude présentée au chapitre suivant.

### 5.3.1.3 Maillage périodique de la cellule de base

En effet, les calculs d'homogénéisation sont réalisés en imposant des conditions aux limites périodiques aux contours de la cellule de base. Cela suppose au préalable une symétrie des noeuds sur les faces opposées. Malgré la répartition régulière des torons au sein de la cellule, le maillage classique en éléments volumiques ne garantit pas toujours la symétrie recherchée à cause des différentes opérations géométriques de reprise et de découpe des torons.

Ainsi, une autre approche basée sur le maillage surfacique des contours des torons et de la matrice est proposée pour obtenir la symétrie recherchée. Elle consiste dans l'ordre à :

- i) récupérer uniquement les contours des torons ;
- ii) créer trois faces sécantes (plans sécants) de la matrice suivant les trois directions X,Y et Z ;
- iii) procéder par un maillage surfacique de ces entités ;
- iv) créer par translation les faces opposées aux trois premières faces de la matrice, c'est surtout cette translation qui permet d'avoir des noeuds en vie à vis ;
- v) extraire séparément les contours de la matrice et des torons ;
- vi) convertir les éléments surfaciques en éléments volumiques pour chacune des deux composantes de la cellule de base ;
- vii) et enfin fusionner la matrice et les torons pour reconstituer la cellule de base finale.

Ces différentes opérations sont illustrées à travers les figures FIG. 5.21, FIG. ?? et FIG. 5.23.

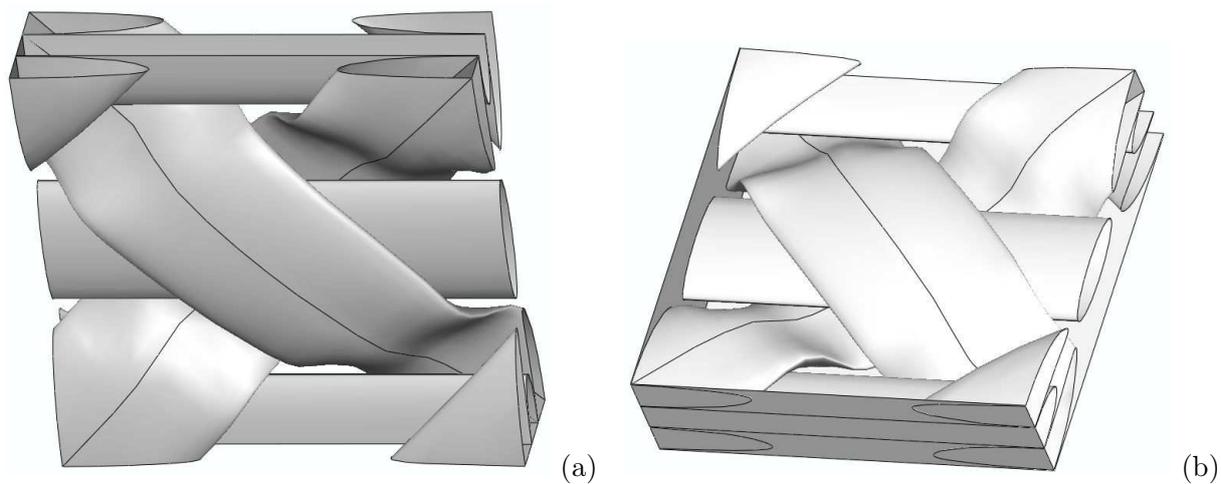


FIGURE 5.21 – (a) Récupération des contours (b) Géométrie des 3 plans

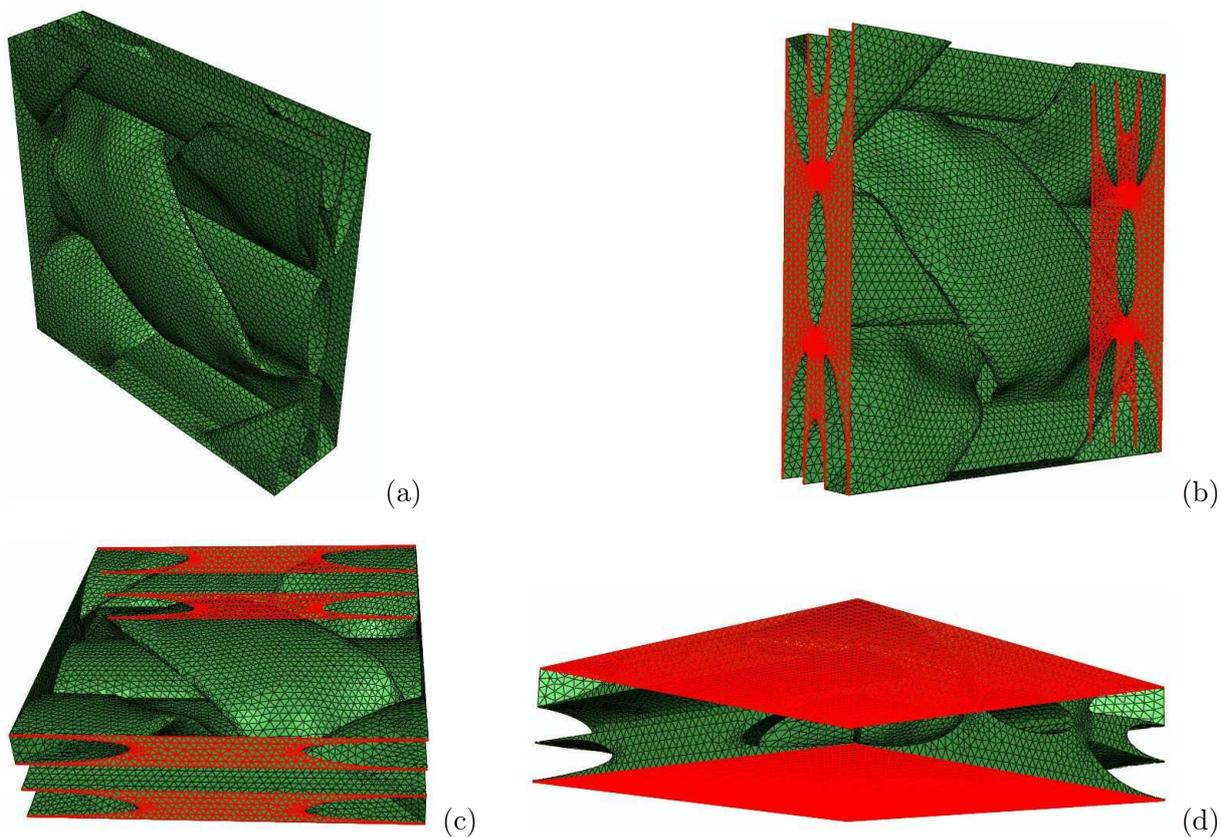


FIGURE 5.22 – (a) Maillage des contours (b) Symétrie du planX (c) Symétrie du planY (d) Symétrie du planZ

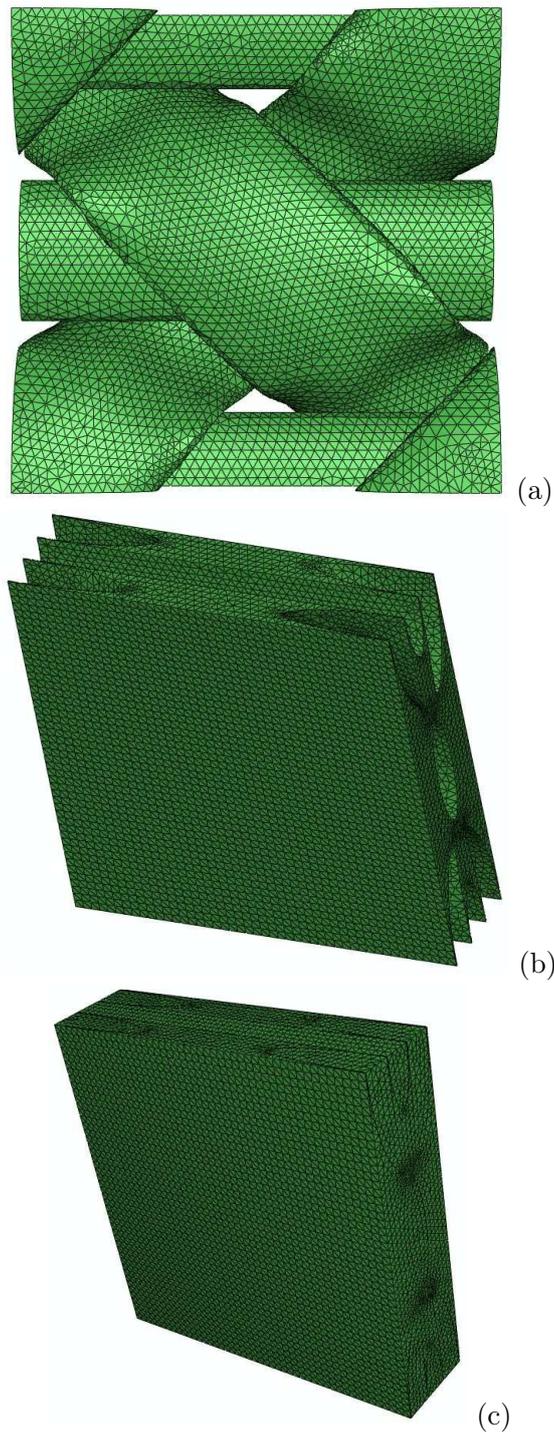


FIGURE 5.23 – (a) Maillage des torons (b) Maillage de la matrice (c) Assemblage de la cellule de base

#### 5.3.1.4 Prise en compte de l'anisotropie du matériau

De manière générale, la modélisation par éléments finis des composites exige la prise en compte leur anisotropie. Cela nécessite localement la donnée de trois angles dit angles d'Euler ( $\psi$ ,  $\theta$  et  $\phi$ ). Ils permettent de positionner le repère d'anisotropie du matériau, appelé aussi repère local, dans le repère de référence.

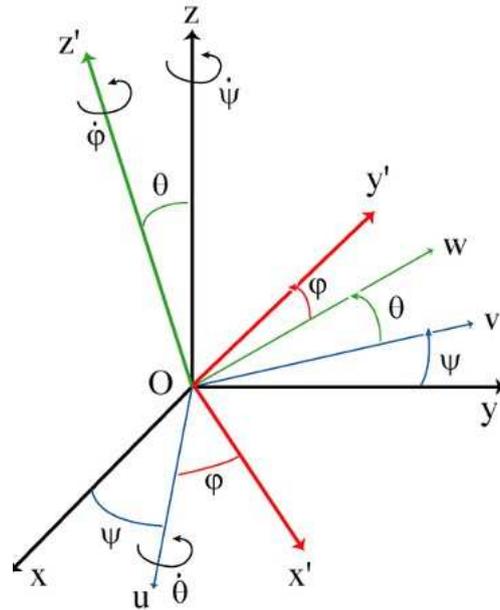


FIGURE 5.24 – Définition des angles d'Euler

Dans cette partie, il s'agit de l'orientation des torons de la cellule de base. Pour les torons axiaux qui sont rectilignes, l'orientation du repère local est simple. Par contre, l'orientation des torons hors axe nécessite la définition de la ligne moyenne qui correspond au lieu géométrique des centres des sections en ellipse le long du toron. En effet, les angles sont définis en fonction de cette ligne du toron et dépendent des angles d'ondulation du toron et de l'angle d'orientation du toron qui n'est d'autre que l'angle de tressage. L'angle d'ondulation est considéré comme étant la tangente à la courbe entre deux points successifs sur la ligne moyenne. L'approximation de cet angle est d'autant plus précise que les points sur la ligne sont rapprochés.

### 5.3.1.5 Identification des propriétés élastiques

L'objectif est de calculer les neuf coefficients effectifs de la matrice de rigidité  $[C]$  qui définit, à l'échelle macroscopique, la relation linéaire entre le tenseur des contraintes  $[\sigma]$  et le tenseur des déformations  $[\varepsilon]$  telle que :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (5.16)$$

Le protocole d'identification des propriétés du milieu homogène équivalent consiste à :

- i) imposer, aux contours de la cellule, des conditions aux limites périodiques déjà détaillées dans les paragraphes précédents ;
- ii) appliquer la loi de comportement correspondant à chaque constituant : en effet, la matrice epoxyde a un comportement isotrope alors que les torons ont un comportement isotrope traverse.
- iii) résoudre six problèmes, pour le cas d'un comportement dit orthotrope, en imposant respectivement des déformations moyennes  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $E_{33}$ ,  $E_{12}$ ,  $E_{13}$  et  $E_{23}$  à l'ensemble de la cellule. Chaque calcul permet de déterminer un à trois coefficients de la matrice de rigidité.
- iv) à la suite des calculs d'homogénéisation, une opération de post-traitement permet de récupérer les contraintes moyennes et les déformations moyennes pour chaque problème et d'en déduire les coefficients effectifs correspondants.

$C_{11}$ (GPa)	$C_{22}$ (GPa)	$C_{33}$ (GPa)	$C_{12}$ (GPa)	$C_{13}$ (GPa)	$C_{23}$ (GPa)	$C_{44}$ (GPa)	$C_{55}$ (GPa)	$C_{66}$ (GPa)
27.05	21.32	13.20	9.55	7.08	7.21	4.58	4.67	6.81

TABLE 5.3 – Coefficients effectifs prédits

Modules d'élasticité	Résultats numériques	Résultats expérimentaux
$E_{11}$ (GPa)	21.40	21.22
$E_{22}$ (GPa)	16.00	15.93
$E_{33}$ (GPa)	10.12	9.72
$G_{12}$ (GPa)	6.81	8.50
$G_{13}$ (GPa)	4.67	3.9
$G_{23}$ (GPa)	4.58	2.8
$\nu_{12}$	0.33	0.38
$\nu_{13}$	0.36	0.35
$\nu_{23}$	0.42	0.42

TABLE 5.4 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques

Le modèle construit donne des prédictions satisfaisantes. Il servira de support pour les analyses multiéchelles de l'endommagement (chapitre 6).

## 5.3.2 Etude de l'influence des angles de tressage

### 5.3.2.1 Motivations et description des configurations étudiées

Lors du pré-dimensionnement des réservoirs, le besoin de renforcer leur résistance dans certaines directions s'est posé. Pour cela, il a été suggéré d'agir sur :

- i) l'orientation des couches au sein du réservoir. Cette option peut être évaluée lors du dimensionnement en modélisant le réservoir en multicouches ;
- ii) l'orientation des torons qui composent le matériau composite. C'est plutôt dans cette direction que s'inscrit l'étude réalisée dans cette partie. Elle cherche à évaluer l'impact des orientations des torons hors axes sur les propriétés mécaniques.

La machine de tressage offre la possibilité de faire varier l'orientation des torons hors axe entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$  (et  $-0^\circ$  et  $-90^\circ$ ). Dès lors, on peut chercher à identifier les propriétés mécaniques correspondantes à une orientation quelconque des torons entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .

Cette démarche peut permettre :

- i) d'une part, de disposer d'une base de données élargie
- ii) et d'autre part, d'évaluer la conséquence de ces variations sur les modules élastiques.

Finalement, il est retenu de travailler avec trois angles choisis de manière à pouvoir dresser une tendance générale sur l'évolution des propriétés mécaniques. Trois types de cellules dont les torons hors axes sont respectivement orientés à  $30^\circ$ , à  $45^\circ$  et à  $60^\circ$  sont modélisés et soumis à une étude d'homogénéisation périodique. Pour avoir une comparaison pertinente, les trois cellules étudiées ont des caractéristiques géométriques identiques (pourcentage du volume des torons dans la cellule, dimensions des torons, caractéristiques du maillage).

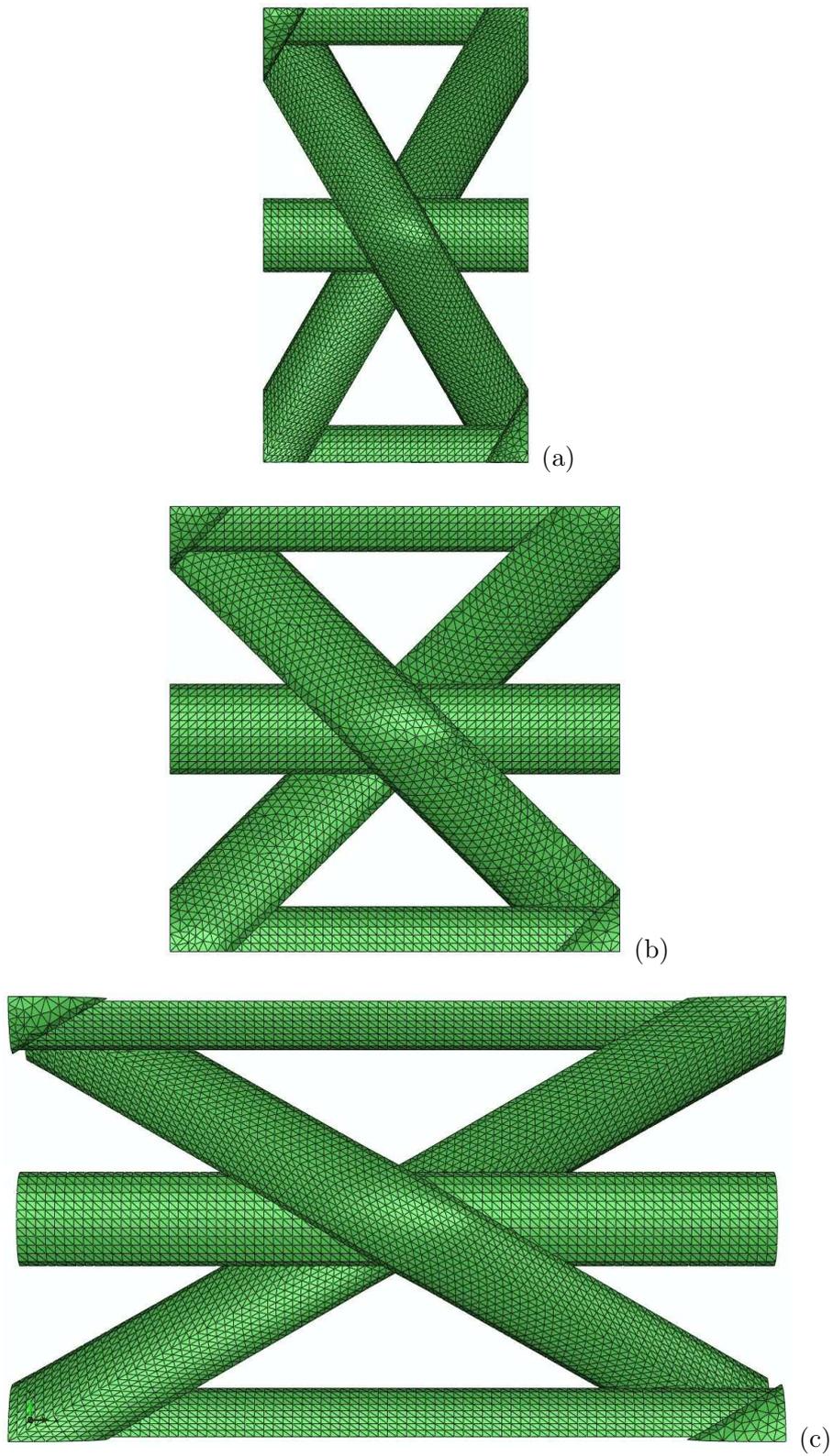


FIGURE 5.25 – Orientations des torons hors axe : (a) orientations à 60° (b) orientations à 45° (c) orientations à 30°

### 5.3.2.2 Evolution des propriétés en fonction des angles de tressage

La démarche consiste à identifier les coefficients effectifs des milieux homogénéisés équivalents à chaque cellule de base, à en déduire les neuf modules d'élasticité et à établir l'ordre d'évolution de chaque module en fonction des orientations des torons hors axe. Pour une analyse réaliste, il est appliqué aux torons de chaque cellule les mêmes propriétés isotropes transverses identifiés au paragraphe précédent.

Les figures ci-dessous mettent en exergue la corrélation entre les propriétés mécaniques et les angles d'orientation des torons.

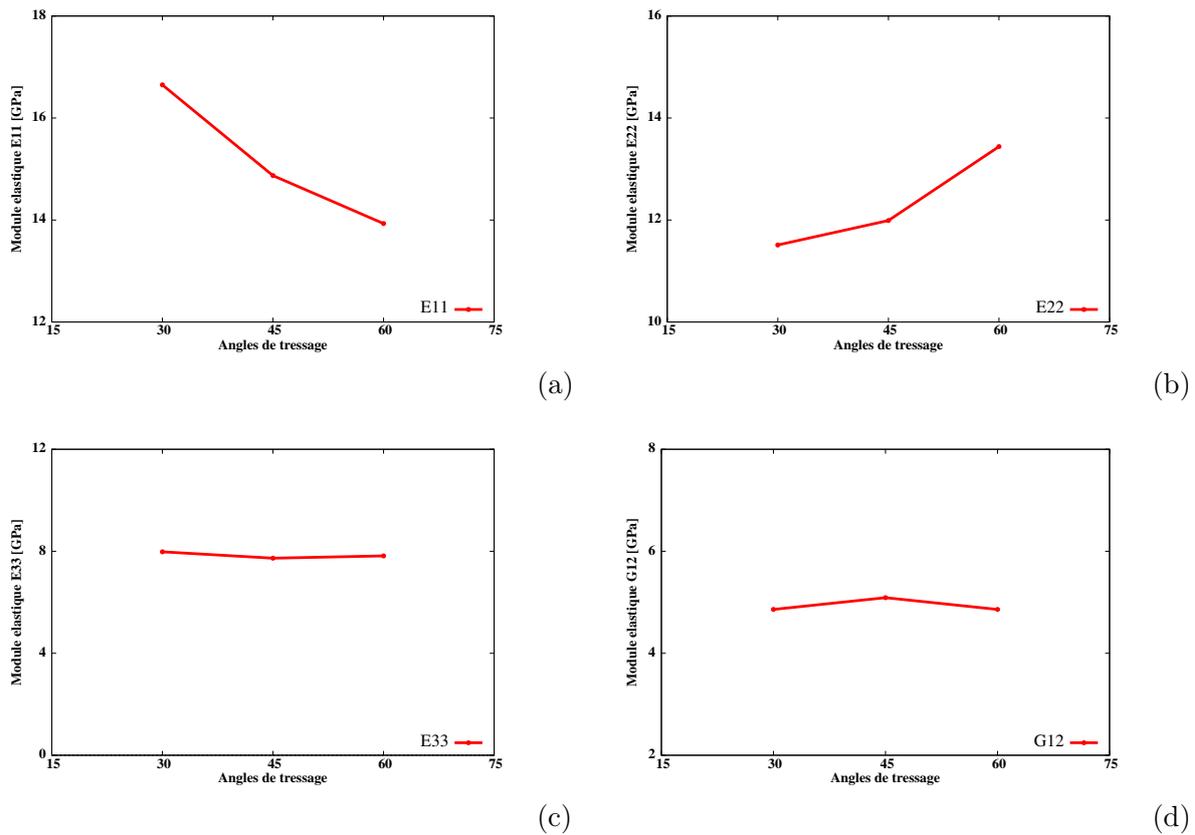
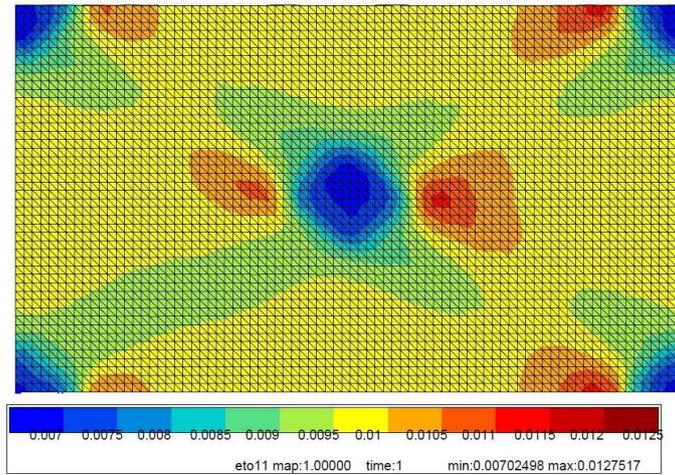
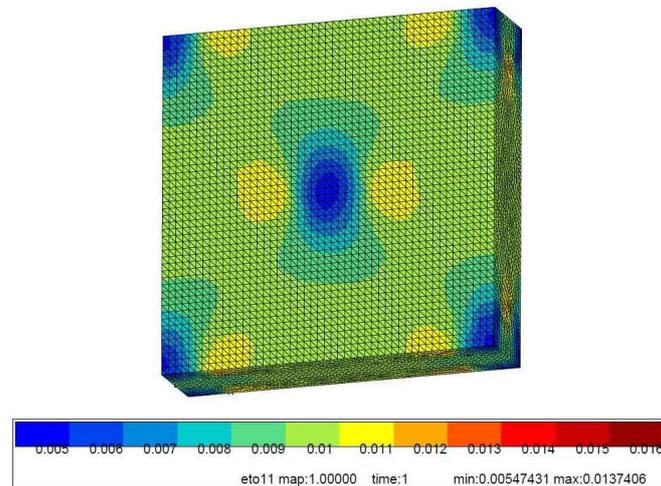
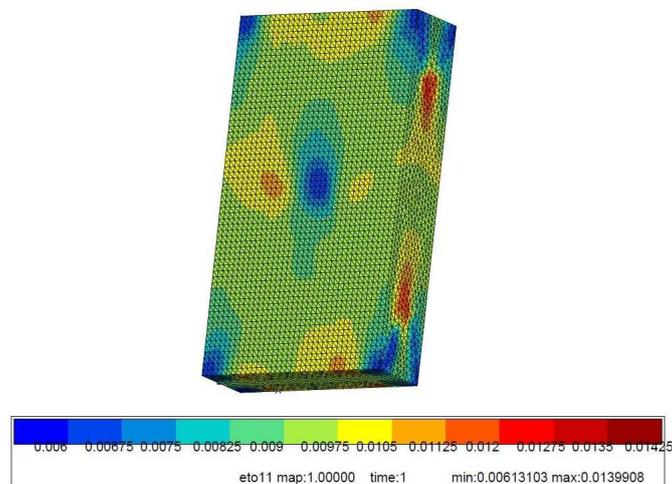


FIGURE 5.26 – Evolution des modules élastiques en fonction des angles : (a) Module  $E_{11}$  (b) Module  $E_{22}$  (c) Module  $E_{33}$  (d) Module  $G_{12}$

On remarque que l'angle d'orientation des torons hors axe a une forte influence sur les modules  $E_{11}$  et  $E_{22}$ . Pour le module  $E_{22}$ , l'orientation des torons hors axe à 60° plutôt qu'à 45° peut permettre d'augmenter le module de près de 12%. Toutefois, ce choix a des conséquences sur les valeurs du module  $E_{11}$  qui pourrait diminuer de près de 7%.

En même temps, on note une évolution assez constante du module  $E_{33}$  ; l'orientation des torons hors axe ne modifie quasiment pas la configuration hors plan du tressage. Enfin, les modules  $G_{12}$  pour 30°, 45° et 60° sont également presque identiques même si on constate une légère hausse pour la cellule dont les torons sont orientés à 45°.

FIGURE 5.27 – Torons orientés à 30° : Distribution des déformations  $\varepsilon_{11}$ FIGURE 5.28 – Torons orientés à 45° : Distribution des déformations  $\varepsilon_{11}$ FIGURE 5.29 – Torons orientés à 60° : Distribution des déformations  $\varepsilon_{11}$

## 5.4 Conclusion

Ce chapitre a été l'occasion de présenter un processus complet de prédiction des propriétés mécaniques du matériau composite en partant de la plus petite échelle, celle des fibres, à la plus grande échelle, celle du composite étudié en passant par l'échelle intermédiaire, celle des torons. Dans un premier temps, trois méthodes d'homogénéisation à l'échelle microscopique sont comparées pour des résultats globalement équivalents. Dans un deuxième temps, une modélisation du comportement du matériau à l'échelle mésoscopique a permis de valider le choix d'une cellule de base et de l'utiliser pour étudier l'influence des angles des torons hors axe. Enfin, cette cellule de base sera utilisée pour évaluer l'impact des mécanismes d'endommagement sur les propriétés du matériau.



## Chapitre 6

# Prédiction par une analyse multiéchelle des propriétés mécaniques du matériau endommagé

### Sommaire

---

<b>6.1</b>	<b>Définition du cadre de l'étude . . . . .</b>	<b>119</b>
<b>6.2</b>	<b>Processus d'introduction des défauts . . . . .</b>	<b>120</b>
6.2.1	Principe . . . . .	120
6.2.2	Modélisation des fissurations transversales et des décohésions . . . . .	121
<b>6.3</b>	<b>Analyse de l'influence de l'endommagement sur les propriétés mé-</b>	
	<b>caniques . . . . .</b>	<b>123</b>
6.3.1	Hypothèses . . . . .	123
6.3.2	Influence des fissurations transversales . . . . .	124
6.3.3	Influence des décohésions . . . . .	127
6.3.4	Corrélation avec un essai de traction uniaxiale . . . . .	130
<b>6.4</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>133</b>

---



## 6.1 Définition du cadre de l'étude

La prise en compte de l'endommagement d'un matériau dans le dimensionnement des structures est réalisée par le biais de modèles construits à partir des états d'endommagement du matériau. La mise en place de ces modèles nécessite de disposer de suffisamment d'informations qualitatives et quantitatives sur les phénomènes qui permettent de décrire correctement ces différents états.

En effet, la modélisation de l'endommagement des matériaux de type isotrope ou anisotrope a été largement abordée au cours de ces dernières années. Parmi les pionniers, on peut citer Kachanov et al. [36], Rabotnov et al. [56] et Lemaître et al. [44] dont les travaux ont inspiré plusieurs modèles. Des études bibliographiques très fournies, déjà réalisées par Ricotti [60], Goidescu [28], Revest [59] et Thionnet [72], permettent de s'imprégner des modèles existents, de leurs avantages et de leurs limites. Ils sont généralement caractérisés par des variables dits variables d'endommagement ou variables d'état choisies pour représenter les phénomènes physiques à modéliser. Ils peuvent être d'ordre scalaire, vectoriel ou tensoriel.

Pour une classification plus globale, ces modèles peuvent être regroupés en deux catégories : les modèles macroscopiques et les modèles dits micromécaniques.

- Les modèles macroscopiques sont basés sur des approches phénoménologiques et s'appuient sur des formulations mathématiques. Ils ont l'avantage d'être généralistes, donc adaptables à plusieurs situations [7] [58] [3].
- Les modèles micromécaniques utilisent les techniques d'homogénéisation. Ils ont l'avantage de permettre une représentation plus physique des phénomènes à modéliser. D'une part, on distingue des modèles basés sur une approche analytique. On peut citer les travaux d'Aveston, Cooper et Kelly [4], d'Aveston et Kelly [5], de Beyerle et al. [10], de Li et al. [45] ou encore ceux de Curtin [20] et d'Ahn et Curtin [1]. Toutefois, ces modèles sont construits pour modéliser l'endommagement de composites unidirectionnels et globalement de composites à matrice fragile même si des auteurs ont tenté d'étendre leur applicabilité à des composites bidirectionnels. Il s'agit notamment de Drissi-Habti et Despierres [24] qui ont étudié les effets de l'architecture du renfort fibreux sur les modes d'endommagement du composite tissé SiC-SiC en partant du modèle d'Aveston, Cooper et Kelly. D'autre part, la modélisation numérique des mécanismes d'endommagement est de plus en plus une solution privilégiée pour analyser leurs effets. En effet, la méthode des éléments finis permet d'avoir accès à des informations inaccessibles expérimentalement et offre plusieurs possibilités dont :
  - i) la prise en compte de l'endommagement par la suppression des éléments ou l'annulation de leurs propriétés en fonction d'un critère défini [54];
  - ii) l'utilisation des modèles de zones cohésives [33] [16] [75] [11];
  - iii) le déboutonnage des noeuds le long d'un chemin prédéfini [11]. Il se traduit par la séparation d'un noeud en deux distincts;
 L'activation des phénomènes (amorçage ou propagation de fissures, suppression des éléments ou annulation des propriétés) pour ces différentes méthodes précitées est liée à l'atteinte d'un critère défini par rapport aux propriétés du matériau.
  - iv) et enfin, une autre solution qui consiste à la modélisation discrète des défauts au sein d'un volume élémentaire représentatif et à l'évaluation de leur impact sur les propriétés mécaniques.

C'est la dernière solution qui a été adoptée dans cette étude. Elle consiste à introduire des défauts de manière discrète au sein de la cellule de base déjà identifiée et validée au chapitre précédent. Des calculs d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique sont réalisés sur la cellule endommagée. Les propriétés mécaniques obtenues sont comparées à celles déjà identifiées sur la cellule de base saine. Enfin, les différentes variations des propriétés seront intégrées dans la loi de comportement utilisée pour le dimensionnement des réservoirs.

## 6.2 Processus d'introduction des défauts

### 6.2.1 Principe

La création des défauts au sein d'une cellule de base est réalisée à l'aide d'un programme *Fortran* et se fait, à la suite de l'étape de maillage, par un dédoublement des noeuds. Cette opération entraîne une modification de la topologie du maillage. Elle n'augmente pas le nombre d'éléments dans le maillage mais il entraîne une augmentation du nombre de noeuds. Cette augmentation correspond au nombre de noeuds dédoublés pour créer le défaut.

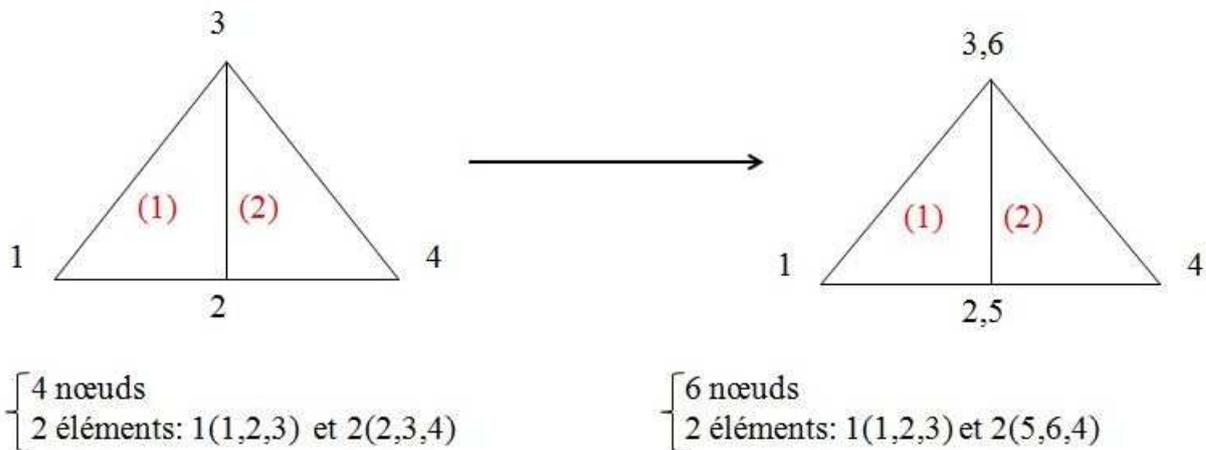


FIGURE 6.1 – Schéma explicatif du dédoublement des noeuds entre deux éléments

Pour exécuter le programme créant les défauts, il faut :

- sélectionner les noeuds à dédoubler : pour les fissurations à l'intérieure des torons, il est plus pratique de définir lors de la phase de modélisation géométrique, un plan sur lequel se trouveraient les noeuds à dédoubler. Ce plan est conservé après maillage et facilite énormément la sélection de ces noeuds ;
- sélectionner les éléments voisins auxquels appartiennent ces noeuds : pour une décohésion entre deux entités, seuls les éléments appartenant à une seule entité sont nécessaires.

En effet, la modélisation des défauts nécessite au préalable la connaissance de leurs formes géométriques, de leurs dimensions et de leur distribution à l'intérieur du composite. Les observations microscopiques réalisées révèlent une variation des dimensions des défauts et une distribution aléatoire de ces derniers au sein de l'éprouvette d'essai mais on remarque une localisation fréquente au niveau des points d'entrelacement des torons. Les moyens d'observations utilisés ne permettent également pas de décrire de manière détaillée leur géométrie et surtout la

trajectoire des défauts dans l'épaisseur de l'éprouvette. En effet, les visualisations par caméra et les observations par microscopie ne permettent d'avoir accès qu'à ce qui se passe à la surface des échantillons.

Ce manque d'informations sur les éléments caractéristiques des défauts nous amène à tester plusieurs scénarios. En évaluant les conséquences de chaque cas sur certaines propriétés, on disposera d'une large base de données. Ces données seront corrélées avec les essais déjà réalisés. Cette corrélation permettra de retenir le ou les scénarios les plus représentatifs.

Par ailleurs, l'analyse de la distribution des champs locaux au niveau de la cellule de base non endommagé permet d'identifier une zone à forte concentration de contrainte localisée au niveau du point d'entrelacement entre le toron axial et les torons hors axes, une zone où les défauts sont susceptibles de se produire, confirmant les conclusions expérimentales antérieures.

### 6.2.2 Modélisation des fissurations transversales et des décohésions

Pour rappel, les mécanismes d'endommagement identifiés expérimentalement sont les décollements fibre/matrice, les fissurations transversales, les décohésions d'interface, les fissurations longitudinales et les ruptures de fibres et de torons.

Pour des raisons expliquées ci-dessous, nous avons décidé d'étudier uniquement les effets des fissurations transversales et des décohésions. Nous avons exclu les décollements fibres/matrice se produisant à l'échelle microscopique car il n'est pas possible de les prendre en compte à l'échelle mésoscopique. Quant aux fissurations longitudinales et aux ruptures de fibres et de torons, elles interviennent à des niveaux de dégradations très avancées du matériau alors qu'on s'intéresse, dans cette étude, aux états intermédiaires (avant l'amorçage de la rupture du matériau).

Les défauts sont introduits successivement les uns après les autres selon leur ordre d'apparition comme constaté expérimentalement au chapitre 4. Cinq tailles de défauts variant de 1mm à 5mm sont étudiées : 1mm (cas 1), 2mm (cas 2), 3mm (cas 3), 4mm (cas 4), 5mm (cas 5).

- i) Dans un premier temps, les fissurations transversales sont introduites. Une fissuration est introduite sur chacun des deux torons hors axe (FIG. 6.2). Cinq tailles de fissurations sont introduites sur des cellules différentes. En effet, les fissurations sont théoriquement parallèles aux fibres du toron. Il est également supposé que la fissuration se crée au niveau du plan médian du toron et qu'elle est débouchante.
- ii) Dans un deuxième temps, une décohésion de même taille est créée autour du toron fissuré. En réalité, les dédoublements des noeuds se font entre chaque toron et la matrice autour car la cellule est modélisée de telle sorte que les torons ne se touchent pas. En effet, l'introduction des décohésions se fait en deux étapes :
  - d'abord, un premier dédoublement des noeuds autour de chacun des deux torons hors axe.
  - ensuite, un deuxième dédoublement des noeuds autour du toron axial qui se trouve au milieu de la cellule.

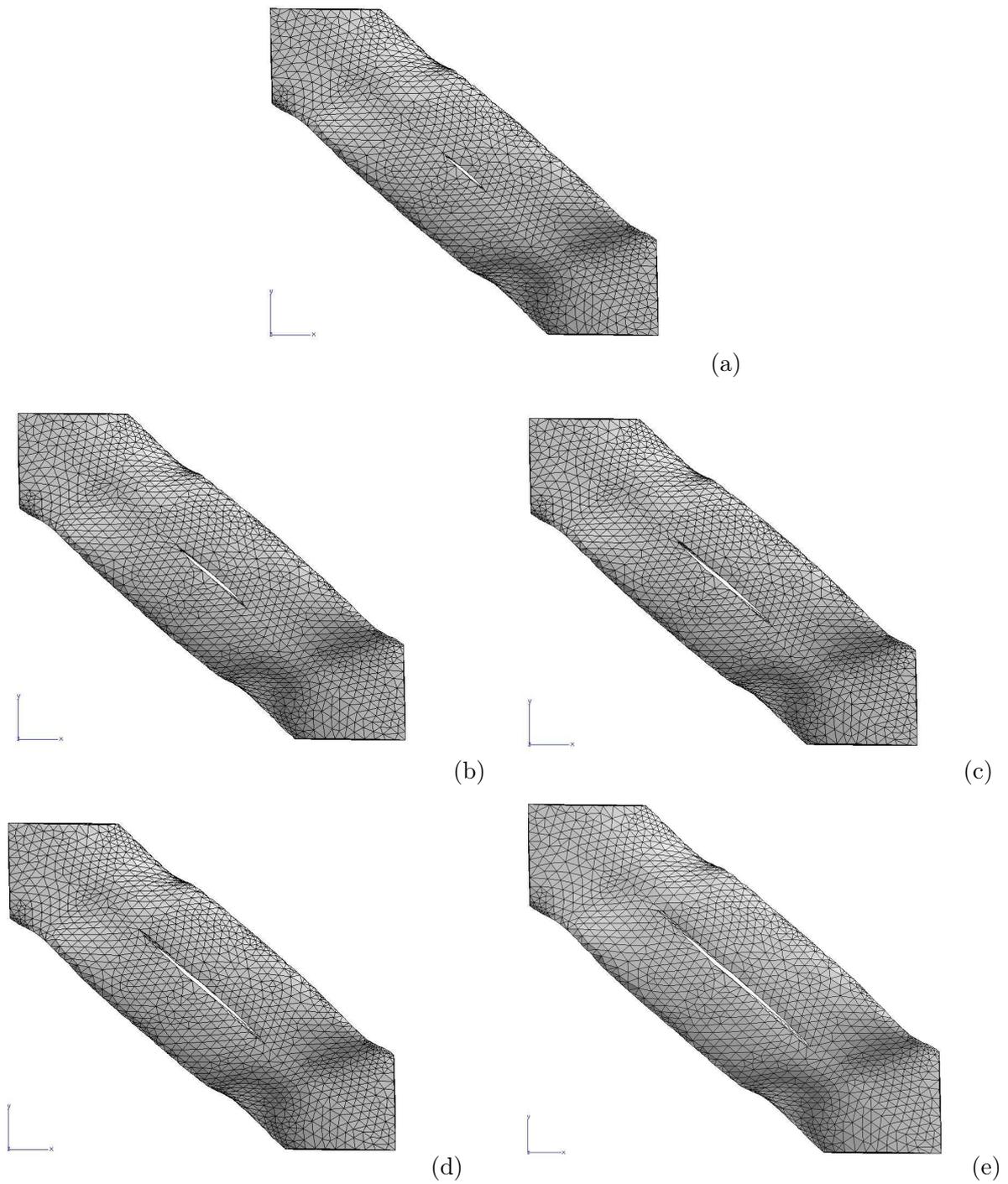


FIGURE 6.2 – Variation des longueurs de fissuration au sein de la cellule de base

## 6.3 Analyse de l'influence de l'endommagement sur les propriétés mécaniques

### 6.3.1 Hypothèses

L'introduction de défauts se traduit par la création de surfaces libres au sein de la cellule de base. Il pourrait théoriquement survenir, au cours de la résolution, des problèmes de contacts et éventuellement des problèmes d'interpénétration de matières. Toutefois, le phénomène qui est le plus couramment observé après la déformation est la création d'espaces vides entre les surfaces libres. Il est illustré sur la figure (FIG. 6.3) où une décohésion est créée sur toute l'interface entre le toron axial et la matrice. Ces espaces sont ainsi dus à une diminution d'épaisseur des torons au niveau de la zone où les noeuds sont dédoublés. L'analyse des champs de contraintes et de déformations sur les torons permet de confirmer la compression sur cette zone.

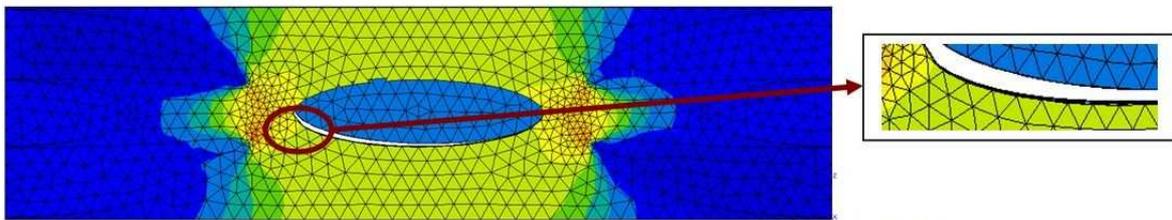


FIGURE 6.3 – Vide créé après déformation

En considérant que les défauts pris en compte ne traversent pas toute la cellule (ils sont entièrement confinés à l'intérieur de la cellule) et que les déformations appliquées sont très faibles pour créer des espaces importants (et éventuellement des interpénétrations de matières significatives), on peut supposer que les conditions aux limites et le principe de la mécanique des milieux continus ne sont pas remis en cause [18] [54]. Par ailleurs, l'identification des coefficients effectifs du milieu homogénéisé se fait par intégration volumique. Par conséquent, les valeurs des contraintes et des déformations moyennes obtenues ne peuvent être altérées.

### 6.3.2 Influence des fissurations transversales

Les modules élastiques obtenus à la suite de l'introduction des fissures sont comparés aux modules élastiques obtenus sur une cellule de base non endommagée.

On constate globalement une très faible variation des modules élastiques pour les différentes tailles de défauts. Toutefois, on remarque que les modules mesurés dans le plan x-y (1-2) sont plus sensibles à la taille des fissurations transversales :

- Les modules  $E_{33}$  ,  $G_{13}$  et  $G_{23}$  sont pratiquement restés constants avec des chutes de rigidité qui sont inférieures à 1% quelle que soit la taille de fissure ;
- Le module  $G_{12}$  est plus affecté par les fissurations transversales car la chute de rigidité au sein de la cellule de base endommagée atteint 6% pour une longueur de fissure égale à 5mm. En effet, les torons sur lesquels sont modélisées les fissurations transversales sont orientés à  $\pm 45$ . Cela peut expliquer que le module de cisaillement mesuré dans le plan x-y (plan 1-2) soit plus affecté que les autres ;
- Les modules  $E_{11}$  et  $E_{22}$  ont également très peu baissé. Les chutes de rigidité maximales sont respectivement de 3% et 4% pour une longueur de fissure égale à 5mm.

Ces variations négligeables des modules peuvent bien être corroborées par les essais de charge-décharge sur des éprouvettes à  $0^\circ$  et  $45^\circ$  présentés au chapitre 3 où on a noté de faibles variations de modules ( $E_{11}$  et  $E_{45}$ ) pour des niveaux de contraintes ne permettant que la création des fissurations transversales et des décollements fibre/matrice.

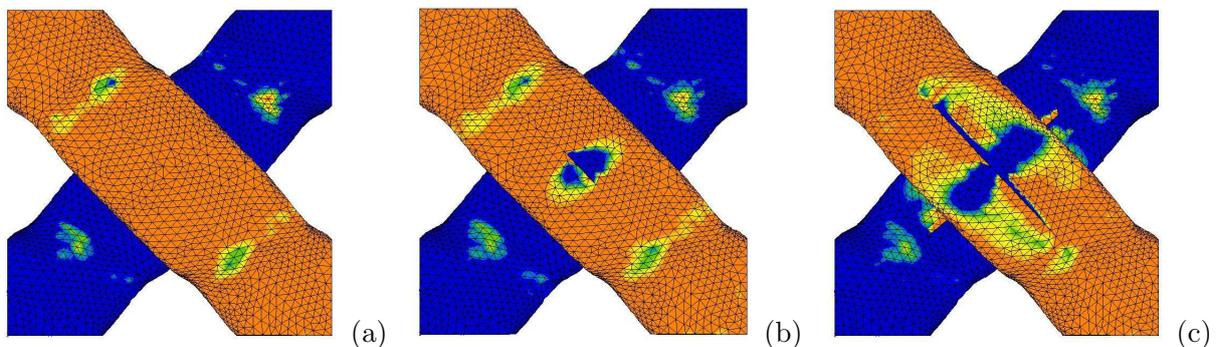
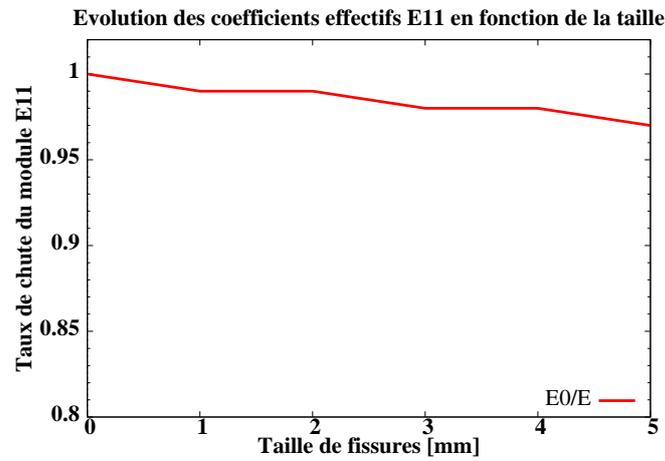
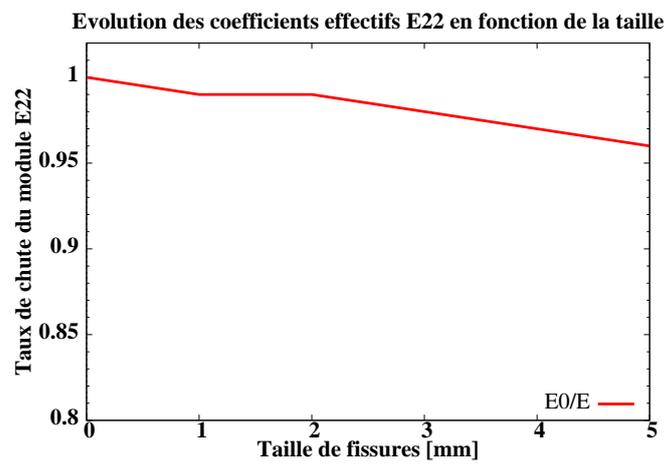


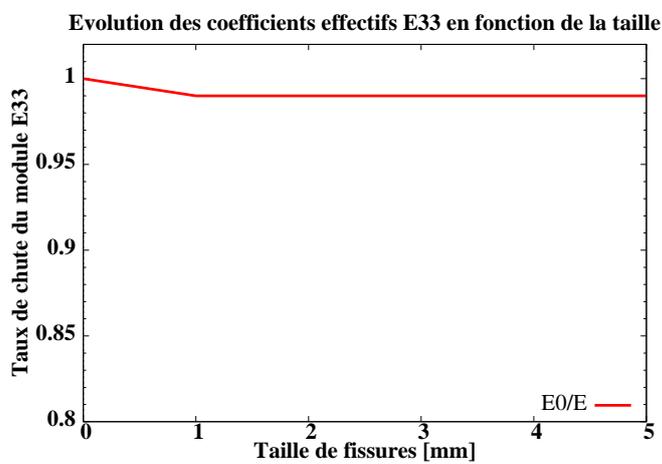
FIGURE 6.4 – Illustration de la conséquence des tailles de fissurations transversales sur la distribution des contraintes : (a) matériau sain (b) fissure de 1mm (c) fissure de 5mm



(a)

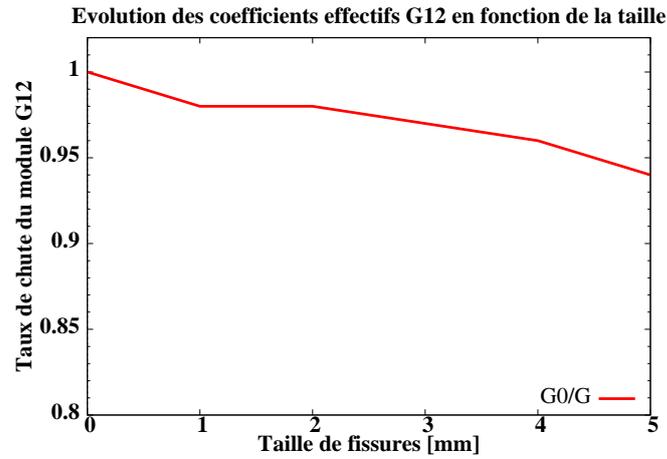


(b)

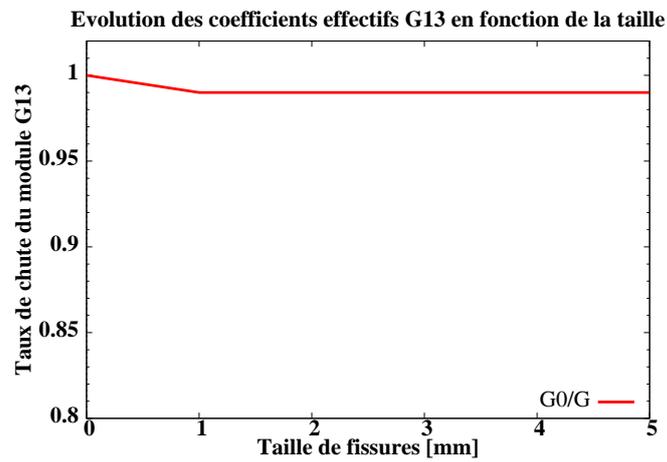


(c)

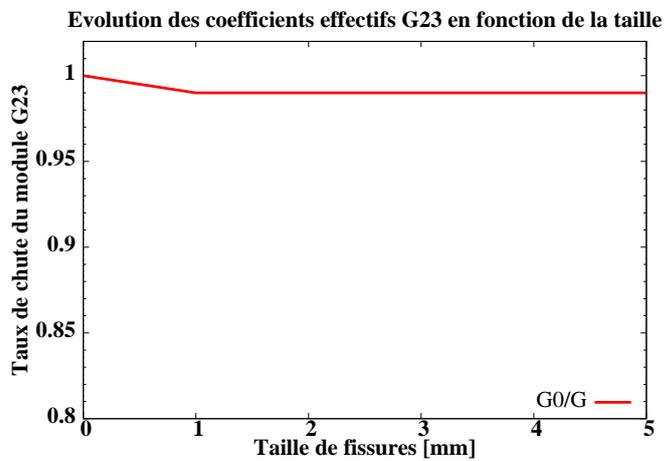
FIGURE 6.5 – Evolution des modules d'Young en fonction de la taille des fissurations



(a)



(b)



(c)

FIGURE 6.6 – Evolution des modules de cisaillement en fonction de la taille des fissurations

### 6.3.3 Influence des décohésions

Sur les cinq cellules de base dont les torons hors axe sont déjà fissurés, des décohésions de même taille que les fissurations précédemment introduites y sont successivement modélisées. La comparaison des modules élastiques calculés sur ces différentes cellules endommagées et des modules élastiques calculés sur la cellule non endommagée permet de constater que les variations des modules d'élasticité obtenus sont beaucoup plus importantes que celles causées par les seules fissurations transversales. En même temps, on remarque que les décohésions ont plus d'impact sur les modules mesurés dans les plans x-z (1-3) et y-z (2-3) que sur ceux mesurés dans le plan x-y (1-2), contrairement aux fissurations transversales :

- le module d'Young  $E_{11}$  est le moins affecté. Malgré des tailles de défauts très élevées, les variations de modules atteignent à peine 10%. Ce constat peut se justifier par le fait que la géométrie des torons orientés à  $0^\circ$  n'est pas modifiée par ces deux types de défauts. En effet, ce sont ces torons axiaux qui supportent majoritairement les efforts suivant cette direction ;
- les modules d'Young  $E_{22}$  et  $E_{33}$  baissent considérablement jusqu'à plus de 25%. Les décohésions engendrent des discontinuités de matière importantes entre les torons et la matrice. Ces discontinuités de matière ont pour conséquence des discontinuités dans la distribution des contraintes et des déformations suivant les directions y et z. Ce phénomène s'accroît avec l'évolution de la taille des décohésions ;
- de même que les modules  $E_{22}$  et  $E_{33}$ , les variations des modules de cisaillement  $G_{12}$ ,  $G_{13}$  et  $G_{23}$  sont très importantes. On pourrait également évoquer les mêmes raisons liées à des problèmes de transfert d'effort qui sont causés par la présence des discontinuités de matière.

Enfin, l'influence très significative des décohésions sur les modules élastiques peut conforter les conclusions tirées des essais suivis par émissions acoustiques où la création des premiers signaux d'amplitudes très élevées et la libération d'énergie plus importante sont attribuées d'abord à l'initiation de décohésions avant les fissurations longitudinales et les ruptures de fibres. Les courbes (FIG. 6.8) et (FIG. 6.9) permettent de mettre en exergue l'influence de ce type de mécanisme d'endommagement.

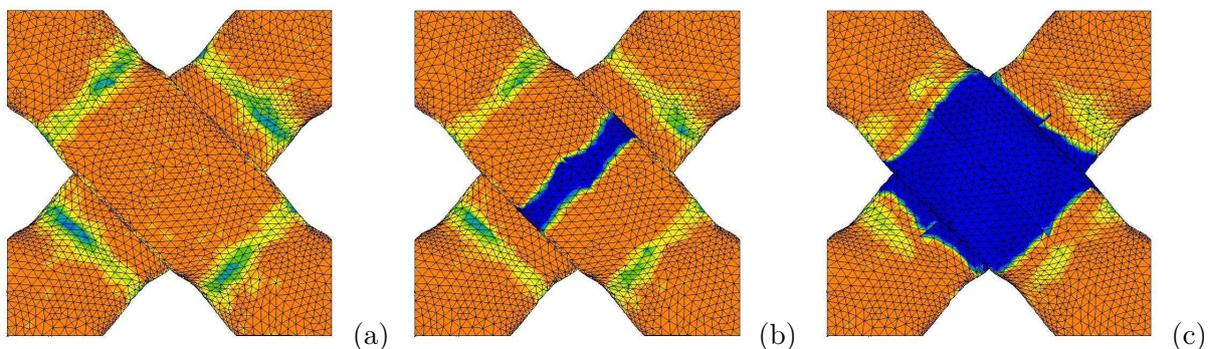
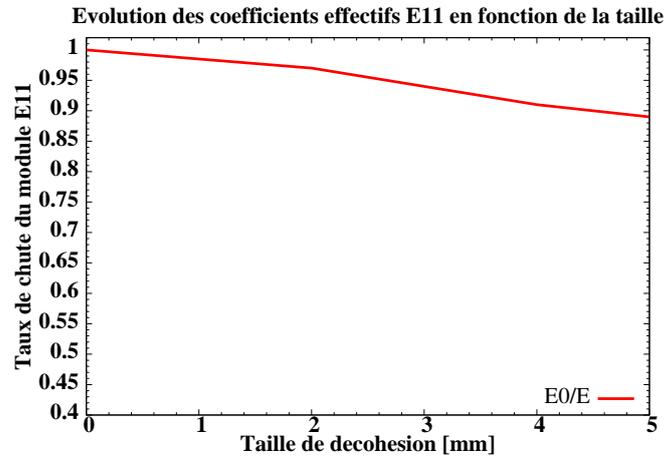
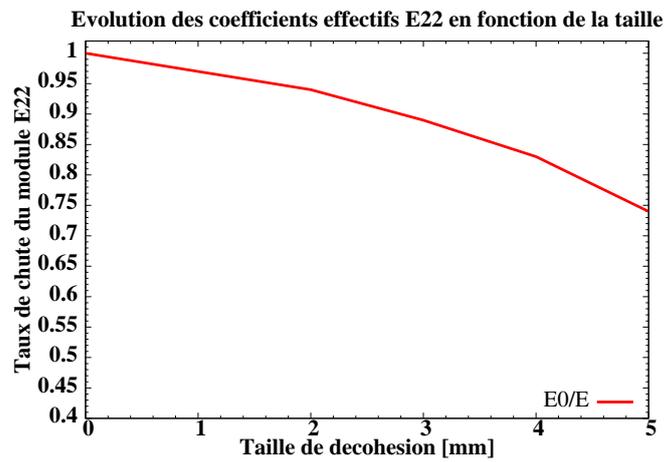


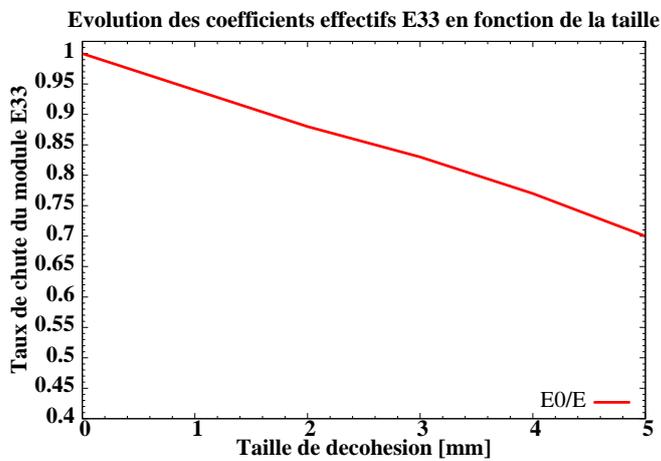
FIGURE 6.7 – Illustration de la conséquence des tailles de décohésions sur la distribution des contraintes : (a) matériau sain (b) décohésions 1mm (c) décohésions 5mm



(a)

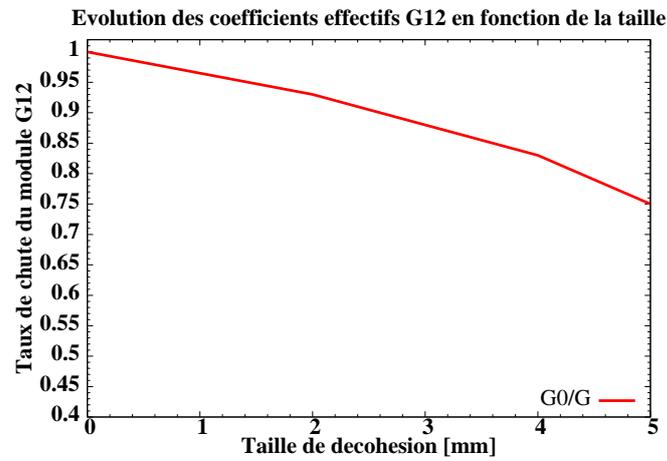


(b)

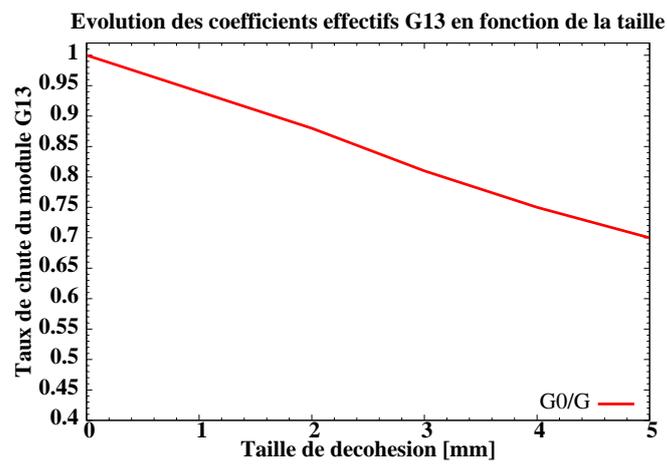


(c)

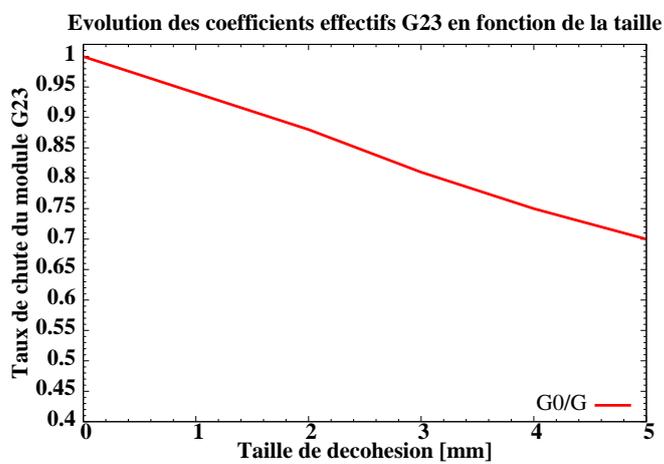
FIGURE 6.8 – Evolution des modules d'Young en fonction de la taille des décohésions



(a)



(b)



(c)

FIGURE 6.9 – Evolution des modules de cisaillement en fonction de la taille des décohésions

### 6.3.4 Corrélation avec un essai de traction uniaxiale

Les simulations ont permis de tester plusieurs cas et de quantifier les variations des coefficients de la matrice de rigidité selon les tailles et les modes de défauts. Ainsi, la comparaison des résultats numériques et des essais expérimentaux peut permettre de savoir lesquelles des cinq tailles de défauts semblent plus réalistes.

Cela suppose la simulation des essais avec une loi de comportement qui prend en compte l'évolution des modules élastiques.

Pour cela, la meilleure manière de faire consiste à utiliser une loi d'endommagement évolutive. Une telle loi devra permettre de vérifier l'ensemble des conditions requises pour sa validité, à savoir que [72] :

- la loi de comportement doit être continue ;
- l'anisotropie induite par l'endommagement doit être décrite ;
- la dégradation des propriétés du matériau doit être faite de manière cohérente ;
- le contact unilatéral du dommage doit être pris en compte ;
- la vérification des Grands Principes de la Physique et de la Mécanique doit être respectée c'est à dire que le modèle doit être S-invariant (où S indique le groupe des symétries matérielles), objectif et thermodynamiquement admissible.

Or il est évident que l'identification d'une loi d'endommagement évolutive quelle qu'elle soit nécessite un travail non négligeable pour la compréhension de son fonctionnement et de ses variables pour ensuite réfléchir sur comment l'adapter au matériau étudié. Par la suite, l'identification des paramètres du modèle nécessiterait également plusieurs autres simulations numériques et probablement des essais supplémentaires afin d'optimiser les paramètres.

Dans un souci de réalisme dicté par les contraintes de temps, nous avons choisi d'implémenter directement dans une loi de comportement élastique les chutes de rigidité mesurées et de les faire évoluer en fonction des contraintes locales. Il s'agit d'une démarche à la fois simple et rapide. En effet, nous exploitons les opportunités et souplesses qu'offre le code Zset pour modifier ou créer de nouvelles lois de comportement mécanique.

Pour faciliter la démarche, nous nous inspirons des résultats expérimentaux qui avaient permis de définir des plages de contraintes où chaque type de défauts est potentiellement créé. Pour l'éprouvette à 0°, on a trois paliers respectifs :

- i) le matériau est supposé sain jusqu'à 40% de la contrainte à la rupture. Nous négligeons les effets des décollements fibre/matrice ;
- ii) les fissurations transversales se développent entre 40% et 60% de la contrainte à la rupture ;
- iii) et les décohésions interviennent entre 60% et 70% de la contrainte à la rupture.

En se basant sur ce protocole, on a tracé l'évolution des coefficients  $C_{ij}$  obtenus numériquement en fonction de ces contraintes. Pour chaque coefficient, cinq possibilités d'évolution sont considérées en fonction des tailles des défauts (FIG. 6.10). Concernant les décohésions, une contrainte intermédiaire à 65% de la contrainte à la rupture est introduite pour prendre en compte les deux types décohésions modélisées sur la cellule (décohésions autour des deux torons hors axe et décohésions autour du toron axial).

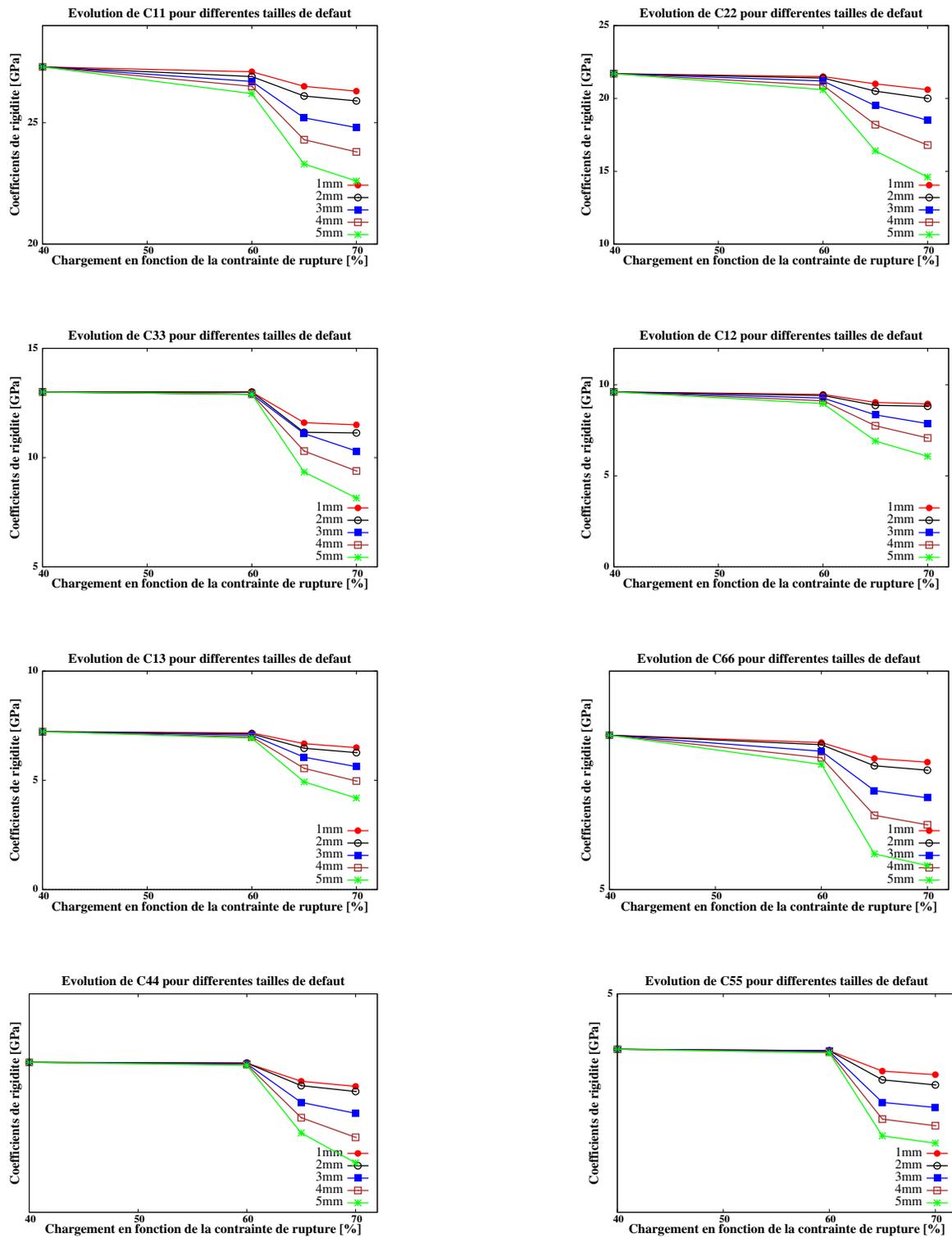


FIGURE 6.10 – Evolution des coefficients effectifs de la matrice de rigidité  $C_{ij}$  en fonction du niveau de chargement mécanique

Les coefficients  $C_{ij}$  évoluent différemment et de manière indépendante. Pour cela, neufs variables  $\alpha_{ij}$  liées aux taux de chutes des coefficients de la matrice de rigidité sont choisies pour imposer les variations. Il y a cinq niveaux d'évolution correspondant aux cinq cas testés. Ainsi, on a pour chaque palier et pour une taille de défaut donnée :

$$C_{ij} = (1 - \alpha_{ij}) \cdot C_{ij}^0 \quad (6.1)$$

$C_{ij}^0$  est la matrice rigidité du matériau sain.

$$\alpha_{ij} = (\alpha_{11}, \alpha_{22}, \alpha_{33}, \alpha_{12}, \alpha_{13}, \alpha_{23}, \alpha_{44}, \alpha_{55} \text{ et } \alpha_{66})$$

A la suite de l'implémentation des taux de variation dans la loi de comportement élastique initiale, des simulations d'essais de traction ont permis d'écarter les options du cas 1, du cas 4 et du cas 5. Finalement, c'est en combinant les variations causées par les tailles de défauts de 2mm et 3mm qu'on trouve un assez bon compromis comme l'atteste la courbe ci-dessous.

Certes, la démarche est uniquement basée sur l'évolution des contraintes  $\sigma_{11}$  mais elle permet de disposer d'un premier modèle qui peut être utilisé pour les calculs de prédimensionnement. En perspective, le modèle doit être amélioré en réalisant des corrélations avec des essais flexion et des essais de traction sur d'autres directions. L'objectif est de définir l'évolution des coefficients en fonction de l'ensemble des six contraintes ou de définir un critère qui permettrait de prendre en compte les interactions entre ces différentes grandeurs mécaniques.

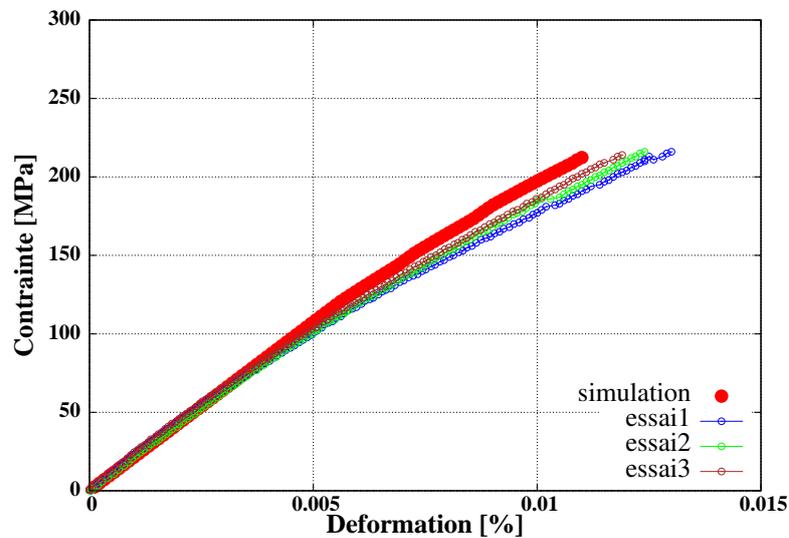


FIGURE 6.11 – Corrélation des simulations numériques et des essais de traction

## 6.4 Conclusion

Ce chapitre a permis d'introduire des défauts physiques au sein d'une cellule de base représentative du matériau et d'évaluer l'impact des mécanismes d'endommagement sur les propriétés mécaniques. Il est apparu que les fissurations transversales ont des impacts mineurs sur les modules d'élasticité, et ce, quelle que soit la longueur des fissurations. Par ailleurs, l'influence des décohésions est significative et on constate qu'elle augmente considérablement avec la taille des décohésions. Une démarche d'identification est initiée et a permis, dans un premier temps, de disposer d'une loi dont l'évolution des coefficients est basée sur la contrainte  $\sigma_{11}$ . En perspective, des simulations et des corrélations supplémentaires devront être réalisées pour arriver à une loi plus complète dont l'évolution des coefficients est définie en fonction de tous les types de contraintes.



# Chapitre 7

## Application aux réservoirs multiformes

### Sommaire

---

<b>7.1</b>	<b>Description de la démarche de dimensionnement des réservoirs . . .</b>	<b>137</b>
<b>7.2</b>	<b>Validation des réservoirs bobinés . . . . .</b>	<b>140</b>
7.2.1	Analyse numérique . . . . .	140
7.2.2	Analyse expérimentale : Corrélation avec les résultats numériques . . . .	144
<b>7.3</b>	<b>Validation des réservoirs multiformes tressés . . . . .</b>	<b>146</b>
7.3.1	Description des réservoirs et de l'étude . . . . .	146
7.3.2	Résolution et Analyse des résultats . . . . .	147
<b>7.4</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>150</b>

---



## 7.1 Description de la démarche de dimensionnement des réservoirs

La finalité des études réalisées sur le matériau composite textile est leur utilisation pour dimensionner les réservoirs destinés à stocker le gaz naturel. Ces réservoirs ont la particularité d'avoir des formes géométriques variées et sont utilisés à une pression de service de 260bars. Ils sont constitués de plusieurs pièces dont une enveloppe en fibres de verre tressées sur un liner en polymère puis consolidé par injection (voie RTM). Plusieurs types de réservoirs sont prévus dans le cadre du projet SAGANE mais seul le réservoir en bouteille appelé Spécimen Probatoire Technologique (SPT) est présenté dans ce document.



FIGURE 7.1 – Réservoir SPT

Ils font l'objet d'une étude numérique de prédimensionnement pour valider les choix préalablement retenus sur les dimensions et les formes géométriques ainsi que sur les orientations des fibres au niveau de l'enveloppe en composite. Et enfin, des essais expérimentaux sont prévus pour valider le réservoir final.

Les simulations numériques permettent de connaître d'abord les états de contraintes et de déformations sur l'ensemble de la pièce modélisée. Ensuite, une évaluation plus pertinente du comportement de la structure nécessite l'utilisation de critères de rupture qui sont fonctions des caractéristiques macroscopiques du matériau.

Pour certains matériaux isotropes, on peut utiliser les contraintes ou déformations ultimes en traction, en compression ou en cisaillement pour apprécier leur résistance. Et si le matériau est ductile, les critères de Von Mises ou de Tresca comparés à la limites d'élasticité du matériau sont utilisés pour vérifier la validité de la pièce.

Dans le cas des matériaux composites, cette approche est trop simpliste et donc insuffisante car un critère complet doit prendre en compte les propriétés du matériau suivant ses différentes directions privilégiées et devra donc comporter plusieurs paramètres. Le plus souvent, ils sont appliqués dans la phase de post-traitement pour localiser les zones critiques où la structure a une forte probabilité de rompre.

Il existe dans la littérature beaucoup de critères de validation pour les composites, certains sont plus généralistes que d'autres. On peut citer les critères de Tsai-Wu, de Hill, de contraintes maximales, de déformations maximales, de Hashin,...[8]. Les critères de contraintes et de déformations maximales sont des critères qui ne prennent pas en compte les différents mécanismes de rupture : les différentes limites (contraintes et déformations à la rupture ou éventuellement

contraintes et déformations à la limite d'élasticité) opèrent indépendamment les unes des autres. A l'opposé, d'autres comme ceux de Tsai-Wu et Hill prennent en compte les interactions entre les différentes contraintes : ils sont dits interactifs.

### Critère de contraintes maximales :

Il est basé sur les contraintes ultimes qui peuvent être des contraintes à la rupture pour le cas des matériaux dont le comportement est linéaire jusqu'à rupture ou bien des contraintes à la limite d'élasticité pour les matériaux présentant une non linéarité marquée de leur comportement.

Ce critère stipule que la structure résiste aux conditions d'utilisation si les contraintes calculées respectent les conditions ci-dessous :

$$-X_C \leq \sigma_1 \leq X_T \quad (7.1)$$

$$-Y_C \leq \sigma_2 \leq Y_T \quad (7.2)$$

$$-Z_C \leq \sigma_3 \leq Z_T \quad (7.3)$$

$$|\sigma_4| \leq Q \quad (7.4)$$

$$|\sigma_5| \leq R \quad (7.5)$$

$$|\sigma_6| \leq S \quad (7.6)$$

$X_C$  et  $X_T$ , les contraintes limites de compression et de traction suivant la direction X  
 $Y_C$  et  $Y_T$ , les contraintes limites de compression et de traction suivant la direction Y  
 $Z_C$  et  $Z_T$ , les contraintes limites de compression et de traction suivant la direction Z  
 $Q$ , la contrainte limite de cisaillement dans le plan YZ  
 $R$ , la contrainte limite de cisaillement dans le plan XZ  
 $S$ , la contrainte limite de cisaillement dans le plan XY

Le critère de déformations maximales s'applique également de la même façon.

### Critère de Tsai-Wu en contraintes :

Ce critère de nature tensorielle, développé par S.W. Tsai et E.M. Wu, est l'un des plus complets. Il satisfait aux exigences de l'invariance des changements de bases et prend en compte la différence entre grandeurs en traction qui sont positives et grandeurs en compression qui sont négatives. Le critère s'exprime [74] :

$$f(\sigma_k) = F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad (7.7)$$

Où  $F_i$  et  $F_{ij}$  sont respectivement des tenseurs d'ordre 2 et d'ordre 4. En anisotropie général, l'équation (7.7) donne :

$$\begin{aligned}
f(\sigma_k) &= F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_3\sigma_3 + F_4\sigma_4 + F_5\sigma_5 + F_6\sigma_6 \\
&+ F_{11}\sigma_1^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + 2F_{13}\sigma_1\sigma_3 + 2F_{14}\sigma_1\sigma_4 + 2F_{15}\sigma_1\sigma_5 + 2F_{16}\sigma_1\sigma_6 \\
&+ F_{22}\sigma_2^2 + 2F_{23}\sigma_2\sigma_3 + 2F_{24}\sigma_2\sigma_4 + 2F_{25}\sigma_2\sigma_5 + 2F_{26}\sigma_2\sigma_6 \\
&+ F_{33}\sigma_3^2 + 2F_{34}\sigma_3\sigma_4 + 2F_{35}\sigma_3\sigma_5 + 2F_{36}\sigma_3\sigma_6 \\
&+ F_{44}\sigma_4^2 + 2F_{45}\sigma_4\sigma_5 + 2F_{46}\sigma_4\sigma_6 \\
&+ F_{55}\sigma_5^2 + 2F_{56}\sigma_5\sigma_6 \\
&+ F_{66}\sigma_6^2 = 1
\end{aligned}$$

Dans le cas d'un matériau orthotrope, l'équation donne :

$$\begin{aligned}
f(\sigma_k) &= F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_3\sigma_3 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + 2F_{13}\sigma_1\sigma_3 + 2F_{23}\sigma_2\sigma_3 + F_{11}\sigma_1^2 \\
&+ F_{11}\sigma_2^2 + F_{33}\sigma_3^2 + F_{44}\sigma_4^2 + F_{55}\sigma_5^2 + F_{66}\sigma_6^2 = 1
\end{aligned}$$

Où

$$\begin{aligned}
F_1 &= \frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C}, F_2 = \frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}, F_3 = \frac{1}{Z_T} - \frac{1}{Z_C}, F_{11} = \frac{1}{X_T X_C}, \\
F_{22} &= \frac{1}{Y_T Y_C}, F_{33} = \frac{1}{Z_T Z_C}, F_{44} = \frac{1}{Q^2}, F_{55} = \frac{1}{R^2}, F_{66} = \frac{1}{S^2}
\end{aligned}$$

### Critère de Hill :

Le critère de Hill est une extension du critère de Von Mises au cas anisotrope. Contrairement au critère de Tsai Wu, le critère de Hill ne distingue pas la différence entre les contraintes en traction et les contraintes en compression. Le critère de Hill se formule :

$$\begin{aligned}
&(\frac{\sigma_1}{X})^2 + (\frac{\sigma_2}{Y})^2 + (\frac{\sigma_3}{Z})^2 - (\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2})^2 \sigma_1\sigma_2 - (\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{Y^2})^2 \sigma_1\sigma_3 \\
&- (\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{Y^2})^2 \sigma_2\sigma_3 + (\frac{\sigma_4}{Q})^2 + (\frac{\sigma_5}{R})^2 + (\frac{\sigma_6}{S})^2
\end{aligned}$$

Où X,Y et Z sont des contraintes ultimes en traction du matériau mesurées respectivement suivant les directions X,Y et Z du repère local et Q,R et S sont les contraintes ultimes en cisaillement mesurées respectivement dans les plans YZ, XZ et XY.

Les critères sont d'abord testés à travers le dimensionnement de réservoirs bobinés dont la géométrie est plus simple. Les résultats des simulations numériques sont corrélés avec les résultats des essais d'éclatement effectués sur des réservoirs réels. Cette démarche permet de mesurer le niveau d'efficacité de cette méthode de validation numérique basée sur des critères aux limites classiques. Par la suite, des simulations numériques sont réalisées sur les réservoirs multiformes en utilisant les mêmes critères couplés à une loi de comportement prenant en compte l'évolution des chutes de propriétés mécaniques causées par l'endommagement progressif du matériau.

## 7.2 Validation des réservoirs bobinés

### 7.2.1 Analyse numérique

Les réservoirs sont réalisés en composite multicouche par un procédé d'enroulement filamentaire où des fibres de verre imprégnées de résine époxyde sont bobinées sur un liner en polymère qui assure l'étanchéité. Le réservoir est constitué d'une partie cylindrique (la virole) comprise entre deux extrémités sphériques (les dômes).

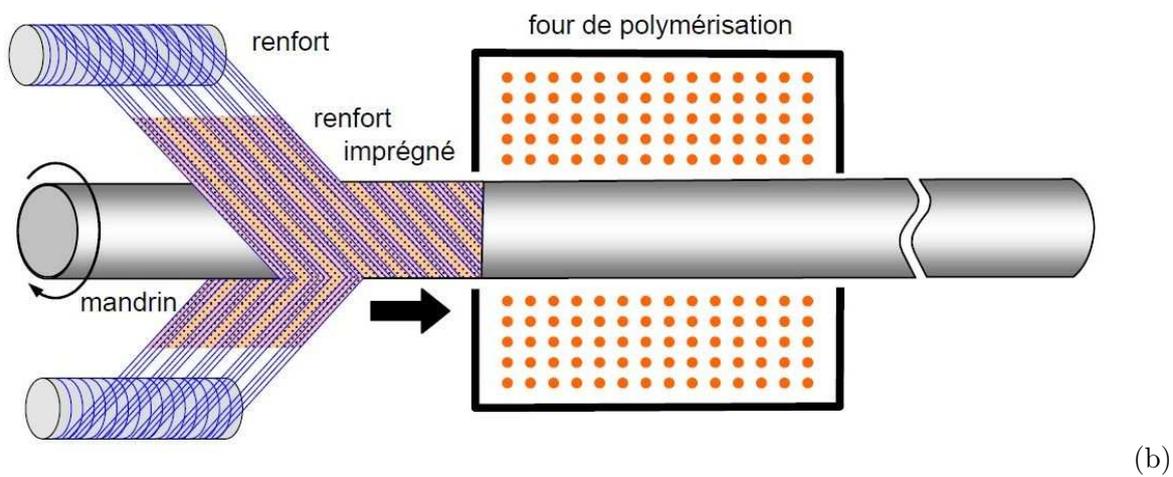
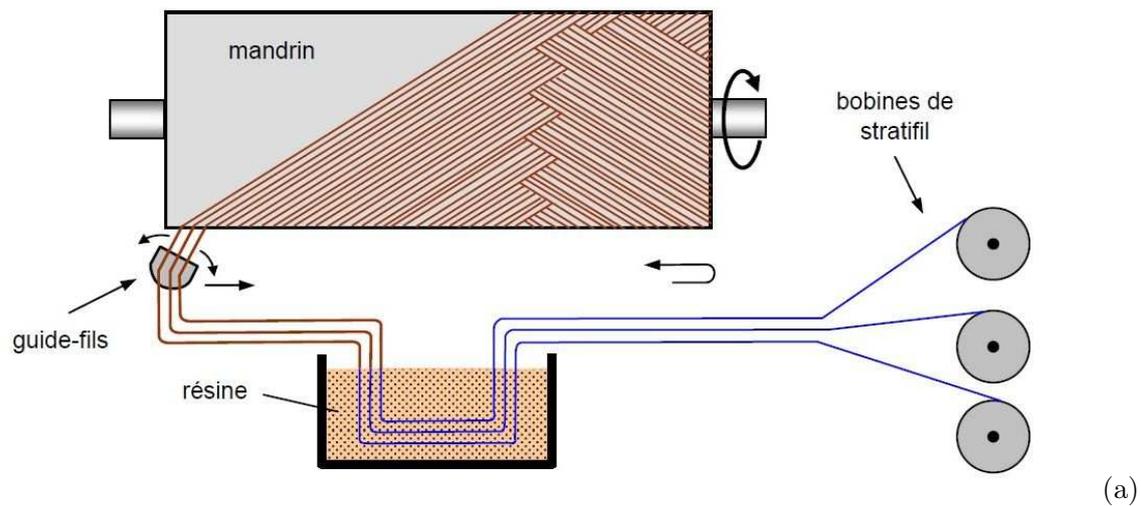


FIGURE 7.2 – Procédé d'enroulement filamentaire [8]

Les deux types de réservoirs testés sont constitués de six couches orientées respectivement à  $89^\circ$ ,  $\pm 9^\circ$ ,  $\pm 55,4^\circ$  et  $89^\circ$ . La différence des réservoirs réside au niveau de l'épaisseur de la couche externe orientée à  $89^\circ$ . Par ailleurs, le diagnostic des échantillons découpés sur l'un des réservoirs reçus révèle une forte présence de porosités au niveau de la partie composite (FIG. 7.3). Toutefois, on note une bonne adhésion entre l'enveloppe composite et le liner au niveau de leur interface (FIG. 7.4). Et en même temps, l'analyse des images obtenues a permis également de calculer le taux de fibres au sein de la partie composite.

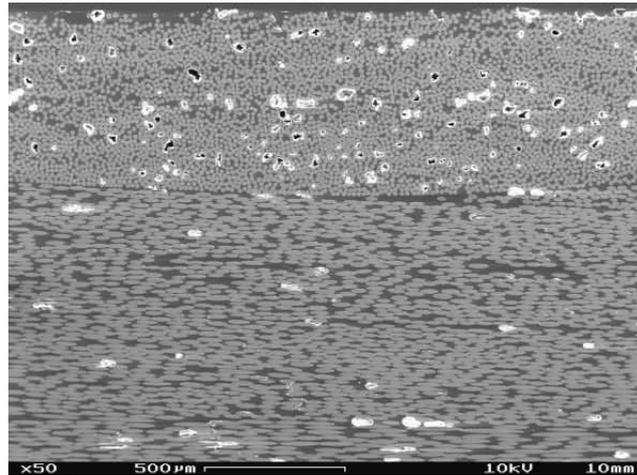


FIGURE 7.3 – Présence de porosités au sein du composite

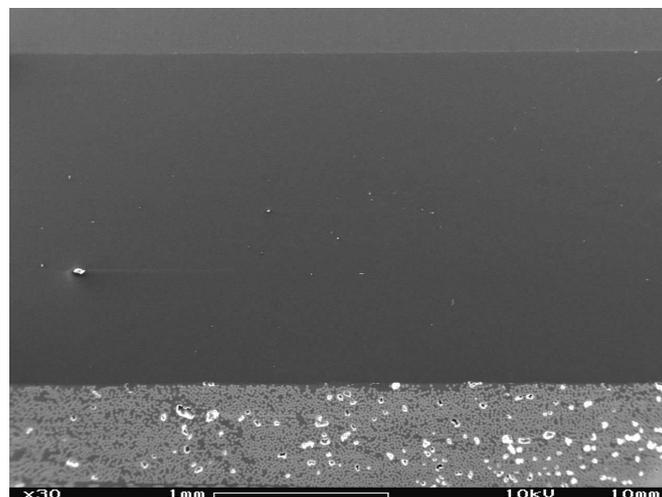


FIGURE 7.4 – Interface entre l'enveloppe composite et le liner

L'évaluation de la résistance des réservoirs sous la pression de service nécessite, outre la modélisation et le maillage du réservoir, la connaissance des propriétés mécaniques du composite. Les essais mécaniques sont, par excellence, le moyen le plus fiable et le plus complet pour avoir accès à ces données du matériau. Faute d'éprouvettes pour réaliser les essais de caractérisation, le recours à des calculs analytiques et numériques couplés à des données bibliographiques permet d'avoir plus d'informations sur le matériau afin de réaliser les simulations numériques. Les calculs sont réalisés dans le domaine élastique linéaire. Le matériau est assimilé à un composite unidirectionnel ayant un comportement de type isotrope transverse. Ses cinq modules d'élasticité

caractéristiques de sa matrice de rigidité sont identifiés en s'appuyant sur les calculs d'homogénéisation à l'échelle microscopique, présentés au chapitre 5.

Une approche multicouche consiste à modéliser le réservoir en un empilement de couches dont chacune correspond à une orientation du matériau. Elle facilite les éventuelles modifications dans l'objectif d'améliorer la performance mécanique des réservoirs :

- soit par l'optimisation de ses dimensions en agissant sur les épaisseurs de couches ;
- soit par l'optimisation de ses propriétés mécaniques en agissant sur les orientations des couches.

L'exploitation des différentes symétries autorise la réalisation des simulations sur un quart de réservoir ou une moitié de réservoir. Cela conduit à des coûts raisonnables en termes de mémoires de stockage et de temps de calculs.

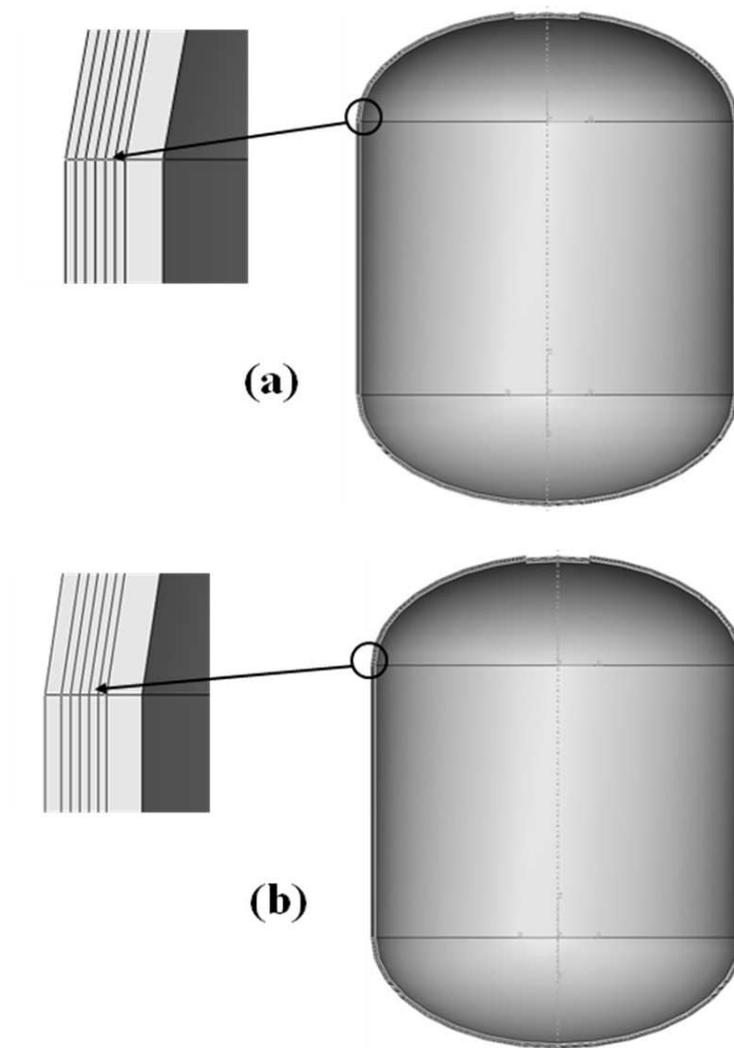


FIGURE 7.5 – Modélisation multicouche des réservoirs : (a) réservoir 1 d'épaisseur 2.35mm et (b) réservoir 2 d'épaisseur 2.61mm

Pour rappel, l'anisotropie du matériau est prise en compte avec un triplet d'angles d'Euler ( $\psi, \theta, \phi$ ). Chaque triplet est spécifique à l'angle d'orientation de chaque couche (six angles d'orientation) et à chaque forme géométrique (forme cylindrique et forme sphérique).

Les conditions aux limites appliquées aux réservoirs sont définies en considérant les différentes symétries et en bloquant les noeuds au niveau du contact entre l'insert métallique et la partie composite. Enfin, une pression intérieure de 100 bars est appliquée aux parois internes du réservoir, à savoir sur le liner.

La résolution et l'application des critères aux limites en post-traitement permettent de constater des zones critiques différentes selon le type de réservoir. En effet, pour le réservoir de 2.35mm d'épaisseur, la zone critique se trouve au niveau de la partie cylindrique du réservoir alors que pour le réservoir de 2.61mm d'épaisseur, elle se trouve au niveau de la partie sphérique du réservoir.

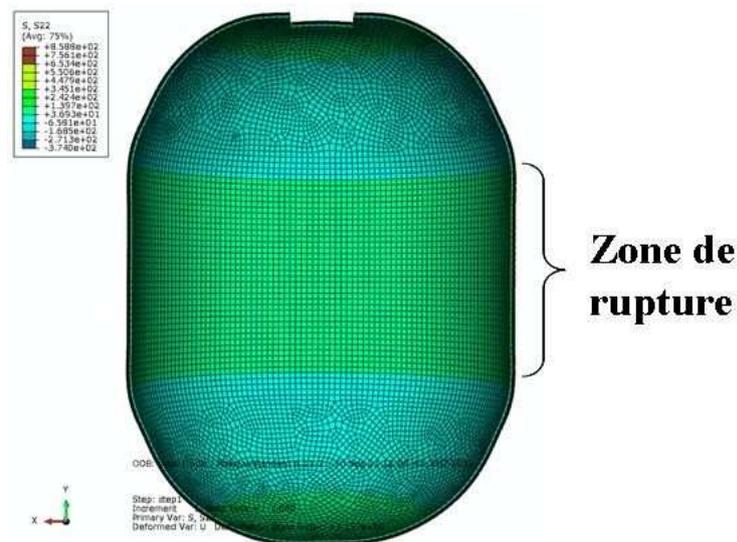


FIGURE 7.6 – Zones critiques du réservoir : réservoir 1 d'épaisseur 2.35mm

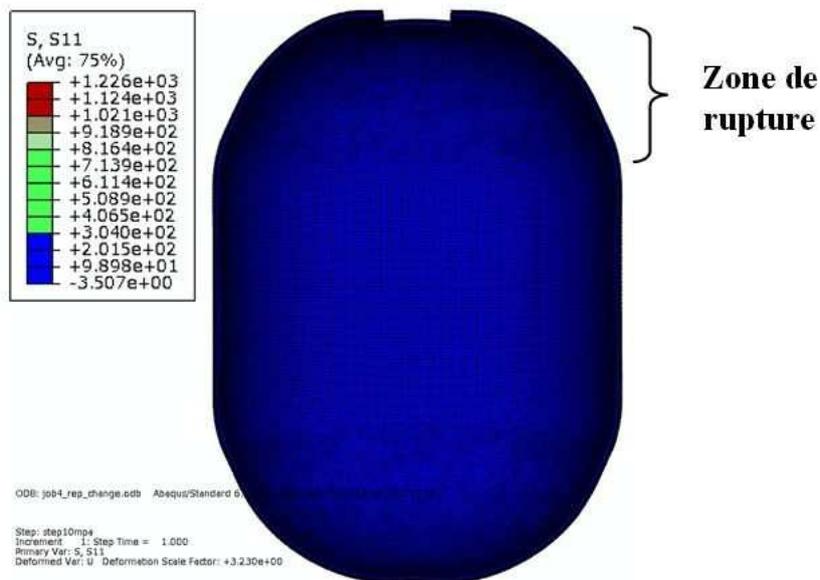


FIGURE 7.7 – Zones critiques du réservoir : réservoir 2 d'épaisseur 2.61mm

### 7.2.2 Analyse expérimentale : Corrélation avec les résultats numériques

Des essais d'éclatement (pression hydraulique) sont réalisés sur chacun des réservoirs. Le dispositif est constitué d'une pompe de 0,2l/mn de débit qui est utilisée pour remplir le réservoir à tester en eau à température ambiante. La pompe est connectée à un système permettant d'enregistrer progressivement la pression au sein du réservoir.



FIGURE 7.8 – Dispositif expérimental



FIGURE 7.9 – Dispositif de protection

Les figures ci-dessous montrent l'évolution, pour chaque réservoir, de la pression en fonction du temps. On constate que le réservoir 1 éclate à une pression de 97 bars et que le réservoir 2 éclate à une pression de 108 bars. Ainsi, une couche supplémentaire de 0.36mm orientée à 89° a permis d'améliorer la résistance du réservoir d'au moins 10 bars de pression. En même temps, la rupture des réservoirs 1 et 2 intervient respectivement dans la zone cylindrique et dans la zone sphérique, confirmant les prédictions numériques.

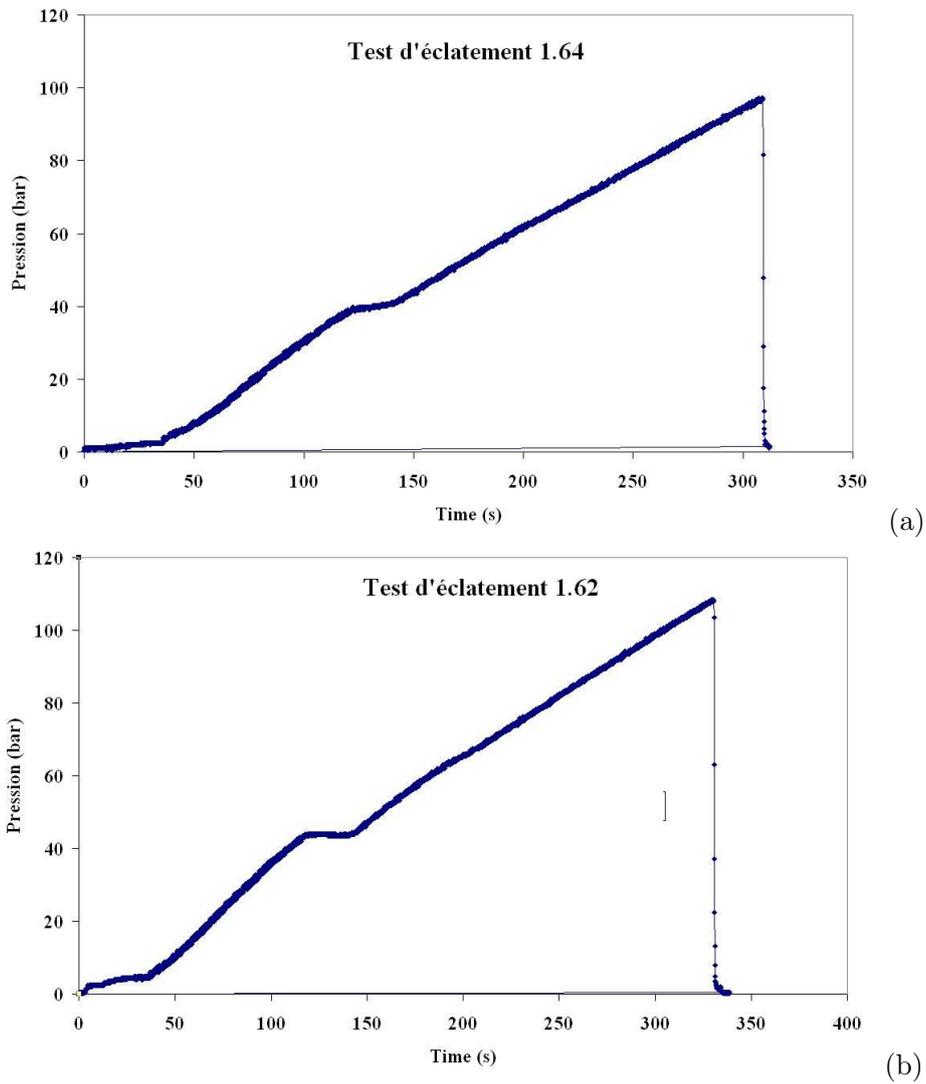


FIGURE 7.10 – Evolution de la pression en fonction du temps : (a) réservoir 1 et (b) réservoir 2

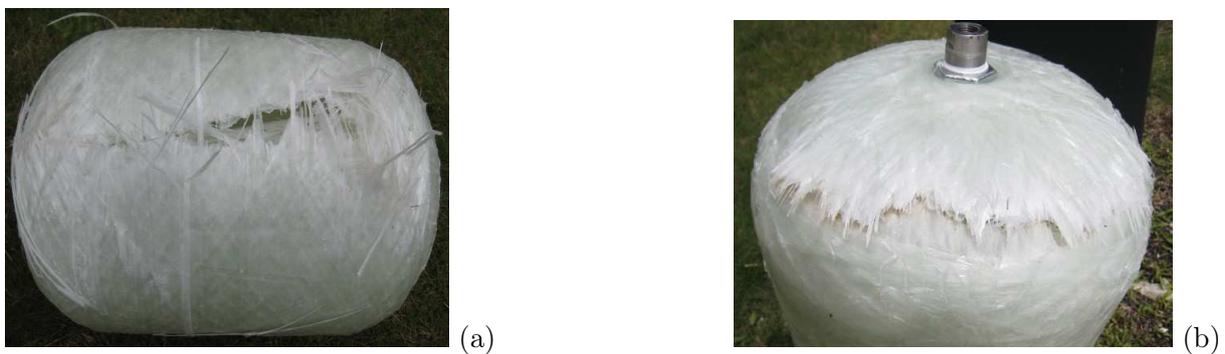


FIGURE 7.11 – Zones de rupture : (a) réservoir 1 et (b) réservoir 2

## 7.3 Validation des réservoirs multiformes tressés

### 7.3.1 Description des réservoirs et de l'étude

Les réservoirs étudiés sont utilisés à une pression de service de 260 bars. Néanmoins, l'objectif est de concevoir des réservoirs capables de résister à 500 bars par mesure de sécurité.

Outre l'enveloppe en composite qui supporte les efforts mécaniques et le liner qui assure l'étanchéité, le réservoir est constitué de deux autres pièces essentielles : les puits et l'insert.

En effet, les puits sont placés au niveau des formes planes du réservoir et ont pour principale mission de maintenir le réservoir dans cette forme. Comme le montre la figure (FIG. 7.12), la partie plane a tendance à se déformer latéralement pour prendre une forme symétrique de révolution sous l'effet de la pression intérieure.

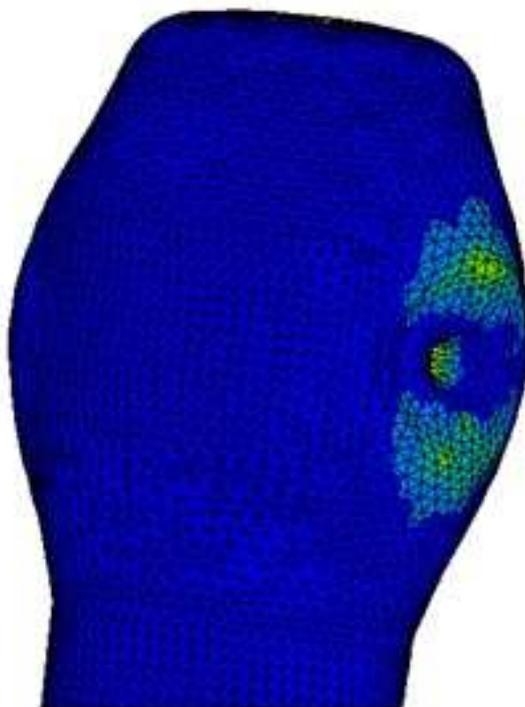


FIGURE 7.12 – Rôle des puits au sein du réservoir

Les puits sont faits en carbone pour leur haute résistance afin d'éviter qu'ils ne rompent avant le réservoir.

Quant à l'insert, il assure les fonctions d'entrée et de sortie de gaz, notamment la connexion entre le réservoir de stockage du gaz et les systèmes de fourniture (réseau de distribution) et d'alimentation vers le moteur du véhicule. Au départ, trois types d'inserts de formes différentes étaient présélectionnés. Des calculs de validation dans le domaine élastique ont été réalisés avec différents matériaux (duralumin, polyuréthane et polypropylène) et ont permis de faire un choix de la forme (FIG. 7.13.b) et du matériau duralumin.

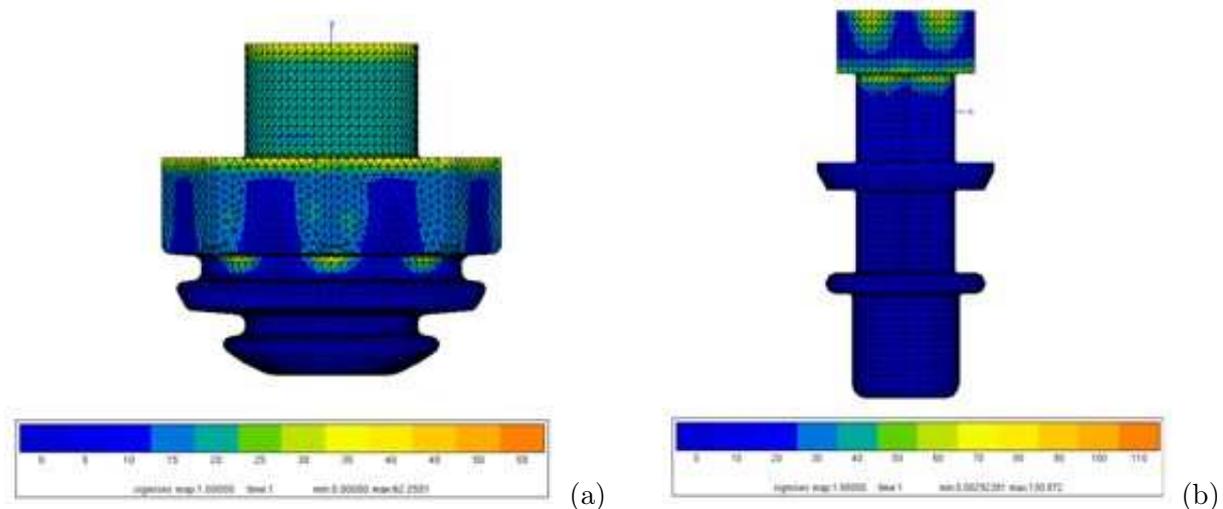


FIGURE 7.13 – Calculs réalisés sur différents types d'inserts

Par ailleurs, des travaux portant sur le liner du réservoir ont été réalisés par Rivière [61] et ont permis de sélectionner plusieurs matériaux potentiels et d'en choisir un pour ses qualités mécaniques et de moulabilité.

Enfin, la tenue mécanique de l'enveloppe composite est étudiée séparément en appliquant l'ensemble des informations recueillies à travers les études expérimentales et les analyses multi-échelles qui ont abouti à un premier modèle prenant en compte l'évolution des propriétés du matériau composite tressé 3D.

### 7.3.2 Résolution et Analyse des résultats

La démarche et les outils sont ceux utilisés pour les simulations des réservoirs bobinés auxquels il est ajoutée une possibilité d'évolution des propriétés mécaniques du matériau, et ce, afin de disposer des tolérances de validation plus réalistes, en considérant des limites moins pessimistes (au-delà de la zone linéaire).

Des calculs sont réalisés sur une demi-structure en imposant respectivement une pression de 300 bars sur la paroi intérieure et des déplacements nuls sur les faces de symétrie perpendiculairement aux plans de symétrie et en bloquant les déplacements au niveau de l'emplacement des puits. Auparavant, l'enveloppe a été maillée avec des éléments tétraédriques c3d6 dont 34514 noeuds et 153995 éléments. Le tressage des fibres autour du liner est fait en trois passes (trois couches), toutes orientées de la même manière. La modélisation multicouche de la partie composite ne s'impose pas comme dans le cas du réservoir bobinés qui, pour rappel, est constitué de couches orientées différemment. Néanmoins, l'orientation du matériau (repères locaux) passent par les mêmes angles d'Euler qui sont définis en fonctions des formes planes, coniques et cylindriques du réservoir.

Après calculs, une première analyse des iso-contraintes (FIG. 7.14) dans le repère global montre déjà que les limites du matériau sont largement dépassées.

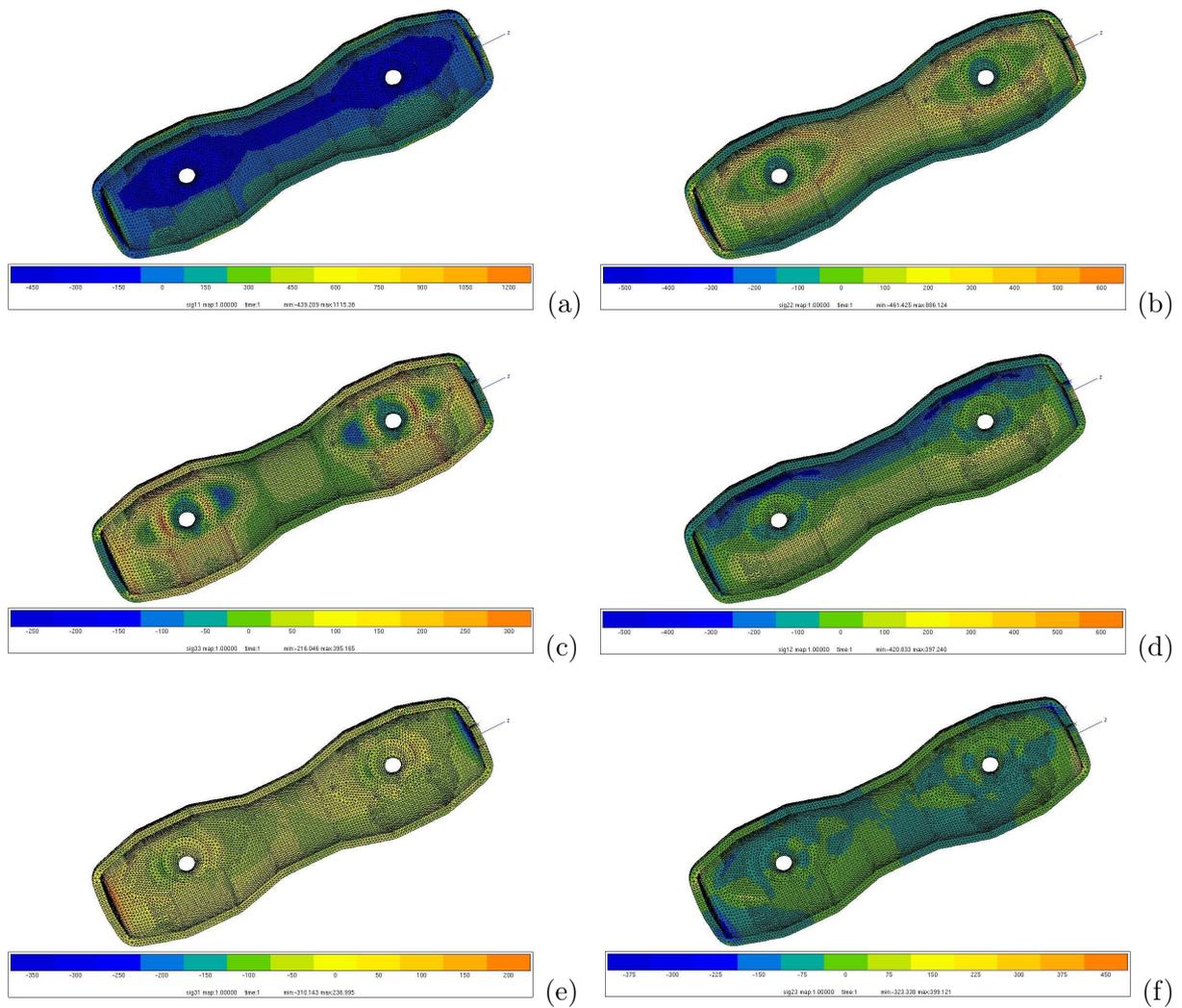


FIGURE 7.14 – Mise en évidence des champs de contraintes au sein du réservoir

L'application des critères de Hill (FIG. 7.15) et de contraintes maximales (FIG. 7.16) calculés à travers les contraintes locales permettent d'isoler les zones critiques où le réservoir est susceptible de rompre.

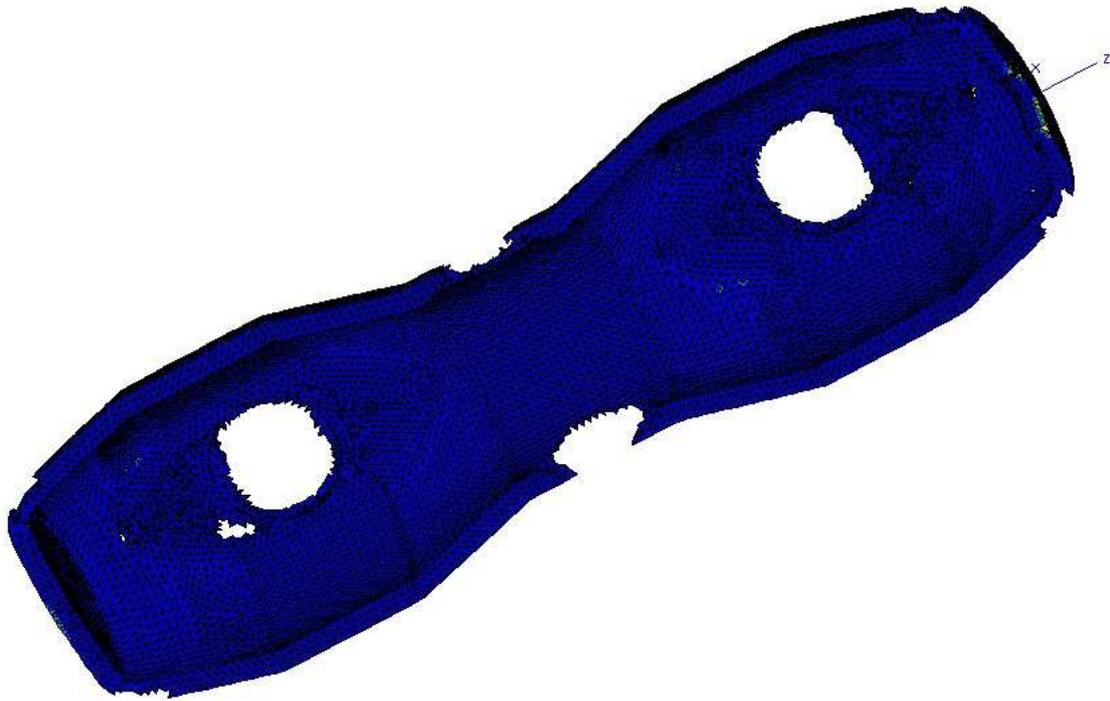


FIGURE 7.15 – Isolement des zones critiques : Application du critère de Hill

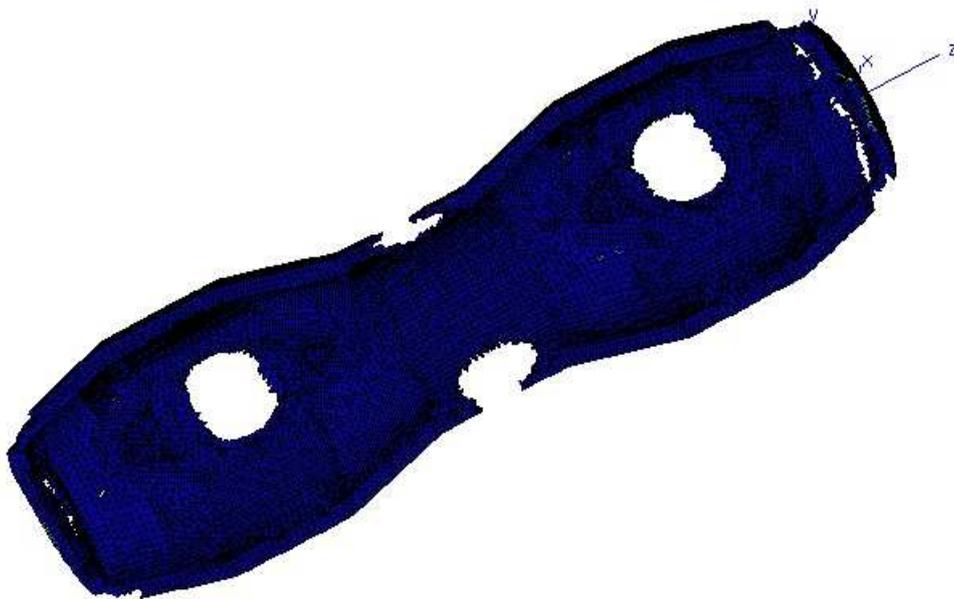


FIGURE 7.16 – Isolement des zones critiques : Application du critère de contraintes maximales

## 7.4 Conclusion

Deux types de réservoirs fabriqués selon des procédés différents ont été étudiés.

Pour les réservoirs bobinés, l'étude a mis en exergue l'influence de l'ajout d'une couche supplémentaire tant dans la localisation de la zone de rupture que dans la résistance mécanique.

Pour les réservoirs tressés, l'analyse des résultats a permis de mettre en évidence la distribution des champs de contraintes et de déformations sur l'ensemble de l'enveloppe composite du réservoir et de repérer les zones les plus sollicitées où les contraintes et déformations dépassent les limites de résistance du matériau. Cette prédiction a été confortée par les essais expérimentaux réalisés par la société DJP sur quelques réservoirs dont la rupture est intervenue à 280 bars de pression (FIG. 7.17).



FIGURE 7.17 – Eclatement du réservoir à 280 bars sous pression hydraulique

A la suite de cette première analyse, des suggestions ont été formulées pour améliorer la résistance du matériau pour qu'il puisse tenir par rapport aux pressions souhaitées.

1. Pour une bonne résistance de l'enveloppe par rapport à la pression de service, il faudrait nécessairement ajouter une autre passe de tressage pour augmenter l'épaisseur.
2. Par ailleurs, il faudrait songer à faire varier les angles de tressage ou orienter différemment les passes de tressage pour renforcer la résistance du réservoir dans les directions où il est plus vulnérable, à savoir la direction  $y$ .
3. Certes l'option des fibres de carbone permet de gagner en résistance tout en réduisant l'épaisseur et par conséquent la masse des réservoirs mais elle n'a pas été considérée pour des raisons de coût.

## Chapitre 8

# Conclusion générale et Perspectives



# Conclusion générale et Perspectives

L'objectif de la thèse était d'analyser le comportement mécanique et l'endommagement d'un matériau composite tressé 3D. Ces données du matériau sont nécessaires pour dimensionner les réservoirs prévus dans le projet SAGANE (Système d'Alimentation en GAZ Naturel).

Une campagne d'essais mécaniques a été mise en place pour identifier l'ensemble des modules élastiques nécessaires pour définir le comportement du matériau en élasticité linéaire. Au delà, les essais ont permis de connaître les limites du matériau en vue de valider la résistance des réservoirs sous service. Des propriétés élastiques du matériau identifiées, on retiendra un déséquilibre entre les modules dans le plan. Ce déséquilibre est dû à l'absence de fibres dans l'une des directions. De même, la résistance du matériau suivant cette direction (axe  $y$ ) est assez faible. Elle est au moins trois fois plus faible que celle obtenue suivant la direction perpendiculaire (axe  $x$ ). Parallèlement, on retiendra que le module hors plan  $E_{33}$  est plus élevé par rapport aux modules hors plan habituels.

Le comportement du matériau est également marqué par la présence de l'endommagement qui intervient assez tôt lors d'un chargement uniaxial. Au delà de l'identification de ces différents phénomènes par une analyse de la microstructure des éprouvettes testées en traction, on s'est intéressé à leur évolution au cours du chargement. Pour cela, deux méthodes de suivi ont été utilisées. D'une part, une caméra munie d'un zoom optique grossissant a permis d'observer, à différents niveaux de sollicitations mécaniques, les différents mécanismes d'endommagement créés. D'autre part, la technique d'émission acoustique a permis de détecter, à temps réel, les événements acoustiques associés à la création ou à l'évolution de ces mécanismes d'endommagement. Finalement, la chronologie de leur apparition est dressée en couplant les résultats des deux méthodes. Dans l'ordre, les mécanismes identifiés sont les décollements fibre/matrice, les fissurations transversales, les décohésions d'interfaces, les fissurations longitudinales et enfin la rupture des fibres et des torons.

Parallèlement, on s'est intéressé à l'impact de ces phénomènes d'endommagement sur les propriétés mécaniques. Pour l'évaluer, nous avons eu recours à une approche numérique qui est plus souple que les méthodes expérimentales. C'est dans ce cadre qu'a été développé un modèle de prédiction des propriétés mécaniques du matériau étudié. Cela implique la connaissance des propriétés de ses constituants à différentes échelles du composite : l'échelle des fibres et l'échelle des torons. Ainsi, deux processus d'homogénéisation, respectivement à l'échelle microscopique et à l'échelle mésoscopique, ont été développés.

Le premier a permis de déterminer les propriétés des torons avec différentes fractions volumiques pour disposer d'une base de données assez élargie pour l'identification à l'échelle supérieure. Trois méthodes ont été testées et comparées : les résultats obtenus sont globalement dans les mêmes ordres de grandeur même si les valeurs issues des essais numériques sur des cellules extraites de la microstructure du composite sont légèrement au dessus de celles issues des formules

analytiques et de celles issues de l'homogénéisation périodique sur des cellules modélisées.

Le deuxième processus a permis de retrouver les propriétés du composite à l'échelle macroscopique en partant des propriétés des torons identifiées par le processus précédent. Pour cela, une cellule de base supposée représentative de l'architecture du tressage a été identifiée et modélisée. Par la suite, cette cellule de base a, d'abord, été utilisée pour étudier l'effet de la variation des angles de tressage sur les propriétés du composite. Trois angles d'orientations des torons hors axe ont été mis en exergue : il s'agit des orientations à  $30^\circ$ , à  $45^\circ$  et à  $60^\circ$ . Il a été prouvé que le module  $E_{22}$  croit proportionnellement à l'angle de tressage contrairement au module  $E_{11}$ .

Ensuite, la cellule de base a permis d'évaluer l'influence des fissurations transversales et des décohésions d'interfaces sur les propriétés mécaniques du composite. Cela a nécessité l'introduction de ces types de défauts au sein du maillage de la cellule de base par le biais d'un dédoublement de noeuds. Cinq tailles de défauts ont été testées. Le premier constat est que la fissuration transversale a très peu d'influence sur les propriétés du matériau, et ce, quelque soit la taille du défaut. Néanmoins, l'introduction de décohésions à la suite des fissurations transversales entraîne des chutes de rigidité assez significatives. Les taux de chutes augmentent avec la taille de la décohésion et peuvent excéder 25% pour les tailles de 4mm et 5mm. Une démarche d'implémentation de l'évolution des modules d'élasticité est déjà initiée avec une première corrélation avec des essais de traction.

Enfin, les propriétés mécaniques du matériau ont été utilisées pour le dimensionnement des réservoirs de la première phase du projet SAGANE en se servant de critères de rupture comme le critère de contraintes maximales et le critère de Hill. Certes, ces critères sont réputés trop pessimistes mais ils ont permis de mettre en exergue la fragilité du réservoir. Ce constat a été conforté par des essais d'éclatement réalisés au sein de l'industriel.

Les perspectives concernent d'abord la validation des réservoirs prévus dans les phases 2 et 3 du projet SAGANE. Sur le plan scientifique, la poursuite de l'étude sur la modélisation de l'endommagement du matériau permettrait d'aboutir à une loi d'endommagement plus complète.

Parallèlement, il serait intéressant d'approfondir l'étude de l'influence des orientations des torons hors axe sur les propriétés mécaniques du composite. Cela permettrait d'établir une relation mathématique entre ces propriétés mécaniques et ces angles dans le but d'optimiser la résistance des pièces de structures.

En même temps, l'amélioration des performances mécaniques du matériau passe également par une interface forte entre la fibre et matrice. C'est pourquoi, des traitements préalables d'ensilage sont préconisés sur les fibres pour optimiser cette interface. Pour l'optimisation de la résistance des réservoirs, l'orientation suivant différentes directions des couches constitue également une alternative à explorer. Enfin, la caractérisation du comportement en fatigue du matériau d'étude est nécessaire pour mieux prédire la durée de vie des réservoirs soumis à des cycles de remplissage et de vidange.

# Bibliographie

- [1] N. K. Ahn and W. A. Curtin. Strain and hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites. *Journal of the Mechanics and Physics of solids*, 45 :177–209, 1996.
- [2] M. Ansar, W. Xinwei, and Z. Chouwei. Modeling strategies of 3d woven composites : A review. *Composite Structures*, 93 :1947–1963, 2011.
- [3] E. Aussedat-Yahia. *Comportement et endommagement du composite tissé Carbone/PMR15 soumis à des chargements mécaniques et thermiques*. Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1997.
- [4] J. Aveston, G. A. Cooper, and A. Kelly. Single and multiple fracture, properties of fiber composites. *Proceedings of the National Physical Laboratory, IPC Science and Technology press Ltd. London U.K.*, pages 15–26, 1971.
- [5] J. Aveston and A. Kelly. Theory of multiple fracture of fibrous composites. *J. Mat. Sci.*, 8 :411–461, 1973.
- [6] Jossierand Bassery. *Prise en compte du vieillissement et de la fatigue dans le dimensionnement de structures en matériaux composites*. These Mines Paristech, 2011.
- [7] S. Baste, R. E. Guerjouma, and A. Gérard. Mesure de l’endommagement anisotrope d’un composite céramique-céramique par méthode ultrasonore. *Revue Phys. Appl.*, 24 :721–731, 1989.
- [8] J.M. Berthelot. *Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures*. Lavoisier, 1999.
- [9] J. Besson, G. Cailletaud, J.-L Chaboche, and Samuel Forest. *Mécanique non linéaire des matériaux*. Paris Hermès Science Publications, 2001.
- [10] D. S. Beyerle, S. M. Spearing, F. W. Zok, and A. G. Evans. Damage and failure in unidirectional ceramic-matrix composites. *J. Am. Ceram. Soc.*, 75 :2719–2725, 1992.
- [11] Q. Bing. *Influence de l’endommagement sur les propriétés d’élasticité de matériaux modèles : Approche numérique et expérimentale*. Thèse Université de Limoges, 2009.
- [12] Sébastien Blassiau. *Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d’un composite unidirectionnel Carbone/Epoxy et prédiction de durée de vie : Contrôle et qualification de réservoirs bibinés*. Thèse Mines Paristech, 2005.
- [13] J. Bystrom, N. Jekaksons, and J. Varna. An evaluation of different models for prediction of elastic properties of woven composites. *Composites :Part B*, 31 :7–20, 2000.
- [14] J.H. Byun and T.W. Chou. Mechanics of textile composites. *Comprehensive Composite Materials*, 1 :719–761, 2000.
- [15] D.S. Cairns, D.R. Humbert, and J.F. Mandell. Modeling of resin transfer molding of composite materials with oriented unidirectional plies. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30 :375–383, 1999.

- [16] N. Carrère, E. Martin, D. Leguillon, and C. Huchette. *Amorçage de la décohésion interfaciale : comparaison d'un critère mixte et d'un modèle de zone cohésive*. 14ème Journées nationales sur les composites (JNC 14), Compiègne, France 22-24 Mars 2005, 2005.
- [17] Y. Chevalier. *Essais dynamiques sur composites - Caractérisation aux hautes fréquences*. Techniques de l'ingénieur, Référence AM5401, 2003.
- [18] G. COUEGNAT. *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. Thèse Université Bordeaux1, 2008.
- [19] N. Cox and G. Flannagan. *Handbook of analytical methods for textiles composites*. National Aeronautics and Space Administration, 1997.
- [20] W. A. Curtin. Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites. *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 :2837–2845, 1991.
- [21] S. Degallaix and B. Llschner. *Traité des Matériaux : Tome 2, Caractérisation expérimentale des matériaux : propriétés physiques, thermiques et mécaniques*. Presses Polytechniques et Universités Romandes, 2007.
- [22] M. Dong and S. Schmauder. Transverse mechanical behaviour of fiber reinforced composites - fe modelling with embedded cell models. *Computational Materials Science*, 5 :53–66, 1996.
- [23] M. Drissi-Habti. Damage development and moduli reduction in unidirectional sic-mas.l composite tested under uniaxial tensile loading. *Script. Metall. Mater.*, 33 :967–973, 1995.
- [24] M. Drissi-Habti and T. Despierres. Effets de l'architecture du renfort fibreux sur les modes d'endommagement des matériaux composites céramiques à fibres continues. cas du sic-mas.l(0/90)3s et du sic-sic 2d tissé. *Sil. Ind.*, 62 :61–67, 1997.
- [25] H. Engerer and M. Horn. Natural gas vehicles : An option for europe, energy policy. *Energy Policy*, 38 :1017–1029, 2010.
- [26] Samuel Forest. *Milieux continus et matériaux hétérogènes*. Mines Paristech Les Presses, 2006.
- [27] Jeffrey P. Gardner. *Micromechanical Modeling of Composite Materials in Finite Element Analysis Using an Embedded Cell Approach*. Massachusetts Institute of Technology, 1994.
- [28] C. Goidescu. *Caractérisation et modélisation de l'endommagement par microfissuration des stratifiés - Apports des mesures de champs et de l'homogénéisation*. Thèse INPT, 2011.
- [29] D. Goyal. *Analysis of 2\*2 braided composites*. Texas AM University, 2003.
- [30] C. El Hage. *Modélisation du comportement élastique endommageable de matériaux composites à renfort tridimensionnel*. Thèse UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE COMPIEGNE, 2006.
- [31] A. Hallal, R. Younes, and F. Fardoun. Review and comparative study of analytical modeling for the elastic properties of textile composites. *Composites Part B : Engineering*, 50 :22–31, 2013.
- [32] M. P. Hekkert, F. H. J. F. Hendriks, A. P. C. Faaij, and M. L. Neelis. Natural gas as an alternative to crude oil in automotive fuel chains well-to-wheel analysis and transition strategy development. *Energy Policy*, 33 :579–594, 2005.
- [33] C. Hillerborg, D. Leguillon, and E. Martin. Amorçage d'une fissure en pointe d'entaille en v - comparaison entre un critère de rupture fragile et le modèle de zone cohésive de dugdale. *Comptes Rendus Mécanique*, 335 :388–393, 2007.
- [34] C. Huguet. *Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère*. These INSA Lyon, 2002.

- [35] T. Ishikawa and T.W. Chou. Stiffness and strength behavior of woven fabric composites. *J Mater Sci*, 17 :3211–3220, 1982.
- [36] L. Kachanov. On creep rupture time. *Proc. Acad. Sci*, 8 :26–31, 1958.
- [37] T. Kanit. *Notion de volume élémentaire : approche numérique et statistique pour les microstructure aléatoire*. Thèse Mines Paristech, 2003.
- [38] P. Kanouté, D.P. Boso, J.L. Chaboche, and B.A. Schrefler. Multiscale methods for composites : A review. *Arch Comput Methods Eng*, 16 :31–75, 2009.
- [39] A. D. Kelkar and J. D. Whitcomb. *Characterization and structural behavior of braided composites*. Final Report - U.S. Department of Transportation Federal Aviation Administration, 2009.
- [40] Y. D. Kergomard. *Etude expérimentale et numérique de la fissuration intralaminare et de l'initiation du delaminage de bord libre dans les structures stratifiées pseudo-tissées*. Thèse de Mines Paristech, 2007.
- [41] B. C. Kim, D. C. Park, B. J. Kim, and D. G. Lee. Through-thickness compressive strength of a carbon/epoxy composite laminate. *Composite Structures*, 92 :480–487, 2010.
- [42] P. KRAWCZAK. *Essais des plastiques renforcés*. Techniques de l'ingénieur, Reference AM5405, 1997.
- [43] J. Lamon. A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 61 :2259–2272, 2001.
- [44] J. Lemaitre and J.L. Chaboche. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *Journal de Mécanique Appliquée*, 2 :317–365, 1978.
- [45] V. C. Li, Y. Wang, and S. Backer. A micromechanical model of tension-softening and bridging toughening of short random fiber reinforced brittle matrix composites. *Journal of the Mechanics and Physics of solids*, 39 :607–625, 1991.
- [46] S.V. Lomov, E. Bernal, V. KOISSIN, and T. PEETERS. *User's guide for the WiseTex software - Integrated Textile Preprocessor*. Leuven : Department of MTM, Katholieke Universiteit Leuven, 2006.
- [47] S.V. Lomov, D.S. Ivanov, T.C. Truong, I. Verpoest, F. Baudry, K.V. Bosche, and H. Xie. Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test. *Composites Science and Technology*, 68 :2340–2349, 2008.
- [48] T. Bretheau M. Bornert and P. Gilormini. *Homogenisation en mécanique des matériaux 1 - Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques*. Hermes Science Publications, 2001.
- [49] H. Magoaric. *Adaptation elastoplastique et homogenisation périodique*. Thèse Université Aix-Marseille II, 2003.
- [50] M. O. Mairagouna. *Approche probabiliste du comportement mécanique des composites thermoplastiques assemblés par soudage laser*. Thèse Mines Paristech, 2012.
- [51] V. Mauricio and Donadon. A 3-d micromechanical model for predicting the elastic behaviour of woven laminates. *Composites Science and Technology*, 67 :2467–2477, 2007.
- [52] L. Mishnaevsky. *Computational Mesomechanics of Composites : Numerical Analysis of the Effect of Microstructures of Composites of Strength and Damage Resistance*. SciTech Book News, 2007.
- [53] M. Nijnoer. *The Contribution of Natural Gas Vehicles to Sustainable Transport*. International Energy Agency, 2010.
- [54] P. Nindum. *Dimensionnement en fatigue des structures ferroviaires en composites épais*. These de Mines Paristech, 2009.

- [55] A. Prieur and R. Tilagone. *Le GNV : quel potentiel ?* Institut Français du Pétrole, 2006.
- [56] Y. Rabotnov. *Creep rupture*. In Springer, B., editor, Proceedings of the XII International Congress on Applied Mechanics Stanford, 1968.
- [57] J. Renard. *Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère*. Hermes, 2005.
- [58] J. Renard and A. Thionnet. Damage in composites : from physical mechanisms to modelling. *Comp. Sci. Tech.*, 66 :642–646, 2006.
- [59] N. Revest. *Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites*. Thèse de Mines Paristech, 2011.
- [60] Y. Ricotti. *Détermination par éléments finis de propriétés mécaniques effectifs de particulaires endommagés*. Thèse INSA Lyon, 2005.
- [61] S. Rivière. *Optimisation et simulation du rotomoulage réactif*. Thèse Arts et Métiers Paristech, 2012.
- [62] D. Rouby. *Introduction aux matériaux composites - M2 : Plaque orthotrope suivant les directions de symétrie*. INSA Lyon, 2005.
- [63] D. Rouby. *Introduction aux matériaux composites - M6 : Propriétés mécaniques des composites dans la pratique des essais*. INSA Lyon, 2005.
- [64] C.D. Rudd, A. C. Long, K.N. Kendall, and C. G. E. Mangin. *Liquid Moulding Technologies, Resin Transfer Moulding Structural Reaction Injection Moulding and Related Processing Techniques*. Woodhead Publishing Ltd, 1997.
- [65] B.V. Sankar and R.V. Marrey. Analytical method for micromechanics of textile composites. *Composites Science and Technology*, 57 :703–713, 1997.
- [66] P.S. Shembekar and N.K. NAIK. Elastic behaviour of woven fabric composites : I-lamina analysis. *Journal of Composite Materials*, 26 :2196–2225, 1992.
- [67] P.S. Shembekar and N.K. NAIK. Elastic behaviour of woven fabric composites : I-laminate analysis. *Journal of Composite Materials*, 26 :2226–2246, 1992.
- [68] M. Sherburn. *Geometric and mechanical modelling of textiles*. Thesis University of Nottingham, 2007.
- [69] M. Surgeon and M. Wevers. Modal analysis of acoustic emission signals from cfrp laminates. *NDT & E International*, 32 :311–322, 1999.
- [70] H. Hamada T. Osada, A. Nakai. A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites. *Composite Structures*, 61 :333–339, 2003.
- [71] A. Thionnet. *Prévision de l'endommagement sous chargements quasi-statiques et cycliques des structures composites stratifiées*. Thèse Université Paris 6, 1991.
- [72] A. Thionnet. From fracture to damage mechanics : a behavior law for microcracked composites using the concept of crack opening. *Composite Structures*, 92 :780–794, 2010.
- [73] S. Torquato. *Random Heterogeneous Materials : Microstructure and Macroscopic Properties*. Springer, 2001.
- [74] S. W. Tsai and E. M. Wu. A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 5 :58–80, 1971.
- [75] T. Vandellos. *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées*. Thèse Université Bordeaux 1, 2011.
- [76] P. Wang, J. Molimard, S. Drapier, A. Vautrin, and P. Henrat. *Suivi du procédé de la fabrication Liquid Resin Infusion LRI sur simulateur industriel par capteurs distribués*. JNC16, 2009.

- 
- [77] M. Wevers and M. Surgeon. Acoustic emission and composites. *Comprehensive Composite Materials*, 5 :345–357, 2000.





# Caractérisation et modélisation du comportement mécanique des composites tressés 3D : Application à la conception de réservoirs GNV

## Résumé :

Cette thèse porte sur l'étude du comportement mécanique et l'endommagement d'un composite tressé 3D, utilisé pour fabriquer des réservoirs multifformes destinés à l'industrie automobile. L'analyse du matériau se base sur une approche expérimentale et une approche numérique. Sur le plan expérimental, des essais de caractérisation ont permis d'identifier l'ensemble des modules d'élasticité nécessaires pour établir la matrice de rigidité du matériau. De même, des essais expérimentaux ont permis d'étudier le processus d'endommagement du matériau en utilisant deux méthodes de suivi. La première consiste à utiliser une caméra munie d'un zoom pour observer les mécanismes d'endommagement qui se créent au cours du chargement. La deuxième méthode, quant à elle, utilise la technique de l'émission acoustique pour détecter en temps réel les mêmes phénomènes. Le couplage des deux méthodes a permis de dresser la chronologie de l'apparition de ces mécanismes d'endommagement. Sur le plan numérique, une analyse multiéchelle a permis d'évaluer l'influence des fissurations transversales et des décohésions d'interface sur les propriétés mécaniques du matériau. Pour cela, une cellule de base caractéristique de la microstructure a été modélisée. Par une technique d'homogénéisation appliquée à différentes échelles du matériau, les propriétés macroscopiques du composite ont été déterminées à partir de celles de ses constituants de base. Par la suite, des défauts sont introduits de manière discrète sur la même cellule de base. Par le même processus d'homogénéisation à l'échelle mésoscopique, les propriétés du matériau endommagé sont déterminées et comparées à celles du matériau non endommagé. Enfin, un pré-dimensionnement des réservoirs a été effectué en utilisant des critères de rupture classiques pour validation.

**Mots clés :** composite tressé, caractérisation mécanique, endommagement, modélisation multi-échelle.

**Abstract:** This thesis focuses on the study of the mechanical behavior and the damage of a 3D braided composite. The material analysis is based on experimental and numerical approaches. First, mechanical tests have identified all the necessary elastic moduli to determine the stiffness matrix of the material. Similarly, experimental tests were performed to study the material damage process using two investigation methods. The first consists on using a camera with a large magnifier in order to observe damage mechanisms created during loading. The second uses the acoustic emission technique to detect in real time the same phenomena. The coupling of the two methods allowed to establish the chronology of the development of these damage mechanisms. In numerical terms, a multiscale analysis approach enables to evaluate the impact of transverse cracks and debonding on the mechanical properties. Thus, a representative cell of the material microstructure is built to predict the macroscopic properties of the material from the properties of its constituents. Defects are introduced during the meshing using a program that allows duplication of nodes at the interface to create debonding or to create transverse cracks inside yarns. Through the same homogenization process, the damaged material properties are determined and compared to that of the undamaged material. Finally, a design of tanks are proposed by using strength criteria for their validation.

**Keywords:** braided composite, mechanical tests, damage, multiscale modeling

