

**ÉCOLE DOCTORALE ENERGIE, MATERIAUX, SCIENCES DE LA TERRE ET DE
L'UNIVERS**

LABORATOIRE PRISME

THÈSE présentée par :

Gaël GRAIL

le 29 mai 2013

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université d'Orléans**

Spécialité : Génie mécanique, mécanique des matériaux

**Approche multimodèle pour la conception
de structures composites à renfort tissé**

THÈSE dirigée par :

Ridha HAMBLI

Professeur, Université d'Orléans

RAPPORTEURS :

Zoheir ABOURA

Professeur, Université de Technologies de Compiègne

Christophe BINETRUY

Professeur, École Centrale de Nantes

JURY :

Philippe BOISSE

Professeur, INSA Lyon (Président)

Silvestre PINHO

Professeur associé, Imperial College London (Examinateur)

Martin HIRSEKORN

Ingénieur de Recherche, Onera (Encadrant)

Gilles HIVET

Maître de conférence, Université d'Orléans (Encadrant)

Remerciements

Une thèse est le fruit de l'association de nombreuses personnes. J'ai écrit ces quelques lignes dans le but de leur témoigner toute ma gratitude. Néanmoins, l'exercice reste périlleux car il est difficile de remercier absolument tout le monde, que les « oubliés » m'excusent par avance.

Cette thèse s'est déroulée intégralement dans le centre Onera de Châtillon, au sein du Département des Matériaux et Structures Composites (DMSC). A ce titre, je remercie, M. Abbé puis M. Maire, pour m'avoir accueilli au sein de leur structure.

Je tiens ensuite à remercier les membres de mon jury pour m'avoir fait l'honneur d'évaluer mon travail. Plus particulièrement, je remercie M. Boisse pour avoir présidé ce jury, M. Aboura et M. Binétruy pour avoir endossés le rôle exigeant de rapporteur, et enfin M. Pinho pour avoir accepté d'examiner mon travail, soutenu en français, soulignons-le.

Je remercie Ridha Hambli pour avoir accepté de prendre la direction de cette thèse. Je tiens ensuite à souligner toute ma gratitude envers Gilles Hivet et Martin Hirsekorn pour leur encadrement. La force de ce binôme vient des personnalités et des compétences très différentes de ses membres, ce qui m'a donné deux appuis solides car ne reposant pas sur la même base. Leurs conseils et suivi furent toujours pertinents, et ponctués de discussions en tout genre que ce soit autour d'une table ou d'un repas, tout en ayant le bon goût de me laisser jouir d'une autonomie faisant de ce travail ma propre thèse, ce qui est véritablement essentiel.

Un grand merci à Christian Fagiano qui continue le développement et met en application l'ensemble des outils numériques conçus durant cette thèse. Les nombreuses discussions enrichissantes que nous avons pu avoir sur l'avenir de ces travaux ont su me donner fierté et recul vis à vis du travail réalisé, denrées précieuses et nécessaires, à mon sens, à tout doctorant en fin de mandat. Je lui transmet à travers ces lignes ma reconnaissance et mon amitié, et lui souhaite, avec Martin Hirsekorn et Patrick Lapeyronnie, une excellente continuation, et un travail d'équipe prolifique.

Je tiens à exprimer chaleureusement toute ma gratitude envers l'unité expérimentale du DMSC. Leur accueil formidable et leur bonne humeur contagieuse m'ont permis d'aborder le pilotage de la partie expérimentale de cette thèse avec plus de sérénité. Ils ont réalisés tous les essais avec beaucoup de sérieux et de minutie, et je leur en suis extrêmement reconnaissant. Dans le détail, merci à Romain Agogué pour la fabrication des composites, Philippe Nunez et Anne Mavel pour la préparation des échantillons et les essais mécaniques, Benjamin Lamboul et Gabriele Bai pour les manip utilisant les ondes de Lamb (et le cours d'acoustique associé !), et enfin Jean-Michel Roche et Françoise Passilly pour la partie thermographie (et, là aussi, pour le cours qui va avec !). J'ai beaucoup appris à vos côtés, merci à vous ! J'associe aussi à ces remerciements Jean-François Maire pour l'aide et les conseils salvateurs qu'il a pu m'apporter au niveau du dépouillement des essais mécaniques. J'ai particulièrement apprécié nos échanges francs et sincères, toujours baignés d'humour !

Le visage de cette thèse aurait été tout aussi différent si elle ne s'était déroulée au sein de l'unité Modélisation et Caractérisation des Matériaux Composites. En voilà une belle bande d'énergumènes ! J'ai passé avec eux trois années mémorables. J'y ai en effet beaucoup appris en les cotoyant, grâce notamment à leurs conseils, tournant quelque fois en vastes débats scientifiques, et à leur positionnement professionnel à cheval entre la recherche universitaire et le monde industriel. Leur jovialité quotidienne et leur motivation communicative m'ont transmis plus que l'énergie

nécessaire pour mener à bien ce travail de thèse (quelques pauses café, mythiques, ayant largement contribué à recharger mes batteries). Merci à toute l'équipe : F-H, Myriam, Cédric Jeux, F-X, Cédric H. (et son rire explosif), Fred (my blues brother), Pascal, Pierre et Thomas.

Je tiens également à remercier ceux qu'on appelle « la cellule numérique » de l'Onera, pour m'avoir maintes fois apporté aide et support informatique. Je pense particulièrement à Arjen, Johann, J-D et Fred (j'en profite pour saluer toute l'équipe de volley onérienne !), et bien entendu Vincent, qui a su faire preuve d'une patience exemplaire, et surtout à toute épreuve (croyez-moi).

Je passe maintenant à des remerciements plus personnels à mes trois complices, co-bureau et amies : Carole (mon éternelle partenaire de travail), Emilie (aux oreilles sensibles) et Elen (notre bretonne nationale). Nous avons partagé ensemble les meilleurs moments comme les pires, et cette solidarité a pour moi été très importante. J'en profite pour souhaiter le meilleur à tous les autres doctorants avec qui j'ai passé de très bons moments : Camé, Azalia, Antoine, Adrien et Alexis. Je remercie aussi Jean-Michel, le fervent défenseur de la cause thésarde, pour son soutien et pour tous ces fous rires partagés.

Bien entendu, je n'oublie pas mes amis qui m'ont toujours soutenu, accompagné (vive la colloc !), voire hébergé pour certains : dbo, Carole, Alaïng, Max, Armelle, Tom, Gie, et tous les MMK ! La thèse est très prenante, et cela m'a toujours fait un grand bien de vous retrouver pour souffler un peu, merci à vous !

Enfin, je termine par des remerciements envers mes parents, ma soeur, mon frère, et au reste de la famille. Ces trois années ont été éprouvantes pour nous tous, la famille Grail a beaucoup évolué mais nous sommes encore tous là et bien là, c'est tout ce qui compte. Merci pour leur soutien aveugle qui fut, pour moi, capital.

Table des matières

Chapitre 1. Introduction générale	1
1.1 Contexte et enjeu de cette étude	3
1.2 Généralités sur les composites tissés	4
1.2.1 <i>Avantages et inconvénients des composites textiles</i>	<i>4</i>
1.2.2 <i>Présentation des tissus</i>	<i>5</i>
1.2.3 <i>Catégories de composites tissés</i>	<i>7</i>
1.2.4 <i>Fabrication des CMO tissés</i>	<i>8</i>
1.2.5 <i>Comportement mécanique des CMO tissés</i>	<i>9</i>
1.2.6 <i>Echelles de représentation</i>	<i>9</i>
1.2.7 <i>Les composites tissés : un potentiel qui reste à exploiter</i>	<i>10</i>
1.3 Motivation de la thèse : mise en place d'une chaîne de calcul	10
1.3.1 <i>Constat : nécessité d'établir un lien entre paramètres de conception et les performances d'une structure composite</i>	<i>10</i>
1.3.2 <i>Lien proposé par l'Onera : une chaîne de calcul multimodèle et multiéchelle</i>	<i>11</i>
1.3.3 <i>Fonctionnement de la chaîne dans le sens direct</i>	<i>12</i>
1.3.4 <i>Placement, motivations et objectifs de la thèse</i>	<i>14</i>
1.4 Démarche adoptée	15
Chapitre 2. État de l'art : Construction d'une cellule mésoscopique de composite tissé à matrice organique	17
2.1 Introduction	19
2.2 Modèles géométriques de tissu à l'échelle mésoscopique	19
2.2.1 <i>Modèles curvilignes</i>	<i>20</i>
2.2.2 <i>Modèles multi-fils</i>	<i>27</i>
2.2.3 <i>Bilan sur les modèles géométriques mésoscopiques de tissu sec</i>	<i>29</i>
2.3 Déformation d'une géométrie mésoscopique de tissu sec par simulation EF	29
2.3.1 <i>Principaux modes de déformation d'un renfort tissé générés lors de la fabrication du composite</i>	<i>29</i>
2.3.2 <i>Simulation EF de la déformation d'un motif de tissu sec à l'échelle mésoscopique</i>	<i>32</i>
2.4 Maillage d'une CER de CMO tissé	34
2.4.1 <i>Génération de la peau du composite, et maillage surfacique</i>	<i>34</i>
2.4.2 <i>Problématiques du maillage volumique</i>	<i>35</i>
2.4.3 <i>Des solutions pour générer un maillage de composite tissé</i>	<i>36</i>

2.4.4	<i>Bilan sur la construction d'un maillage de CER de CMO tissé</i>	38
2.5	Discussion	39
2.6	Conclusion	40
Chapitre 3. Construction d'une cellule mésoscopique de composite tissé prenant en compte la déformation du renfort		41
3.1	Introduction	43
3.2	Décomposition géométrique d'un toron	44
3.2.1	<i>Représentation continue</i>	44
3.2.2	<i>Représentation discrète</i>	45
3.2.3	<i>Création des grilles : dans la pratique</i>	46
3.2.4	<i>Notes sur les pointes de section</i>	47
3.2.5	<i>Extraction de deux familles de splines</i>	48
3.3	Détection des zones de contact	49
3.3.1	<i>Définition du problème</i>	49
3.3.2	<i>Contact transverse entre torons</i>	49
3.3.3	<i>Contact longitudinal entre toron</i>	52
3.4	Reconstruction d'une grille de toron	54
3.4.1	<i>Stratégie de reconstruction d'un toron afin d'assurer la conformité des grilles</i>	54
3.4.2	<i>Preliminaire : reconstruction d'un toron à partir des Lignes ou des Sections, sans prise en compte de points de contact</i>	55
3.4.3	<i>Insertion des zones de contact dans une grille de toron</i>	55
3.4.4	<i>Cas des torons contenant des points de contact sur leur Lignes et sur leur Sections</i>	56
3.4.5	<i>Reconstruction des grilles finales conformes et périodiques, et erreurs géométriques</i>	58
3.5	Construction d'une géométrie périodique et conforme de cellule mésoscopique de CMO tissé	59
3.5.1	<i>Construction des surfaces du renfort et des interfaces entre torons</i>	60
3.5.2	<i>Création des faces externes du composite</i>	61
3.5.3	<i>Exportation de la géométrie</i>	62
3.6	Maillage de la géométrie de CMO tissé	62
3.6.1	<i>Premier maillage surfacique périodique</i>	63
3.6.2	<i>Amélioration du maillage</i>	63
3.6.3	<i>Périodicité du maillage</i>	63
3.6.4	<i>Maillage volumique</i>	63
3.7	Validation de la procédure et résultats	64
3.7.1	<i>Démarche de développement du code et validation de la procédure par étapes : utilisation des modèles Gentex et Hivet et Boisse</i>	64
3.7.2	<i>Validation des géométries : importation puis traitement dans un logiciel commercial</i>	64
3.7.3	<i>Maillage des géométries</i>	66
3.7.4	<i>Limitations de la procédure</i>	67

3.8	Conclusion.....	69
Chapitre 4. Construction de la première partie de la chaîne : la modélisation du procédé de fabrication d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique 71		
4.1	Introduction	73
4.2	Modélisation du tissage : présentation des démonstrateurs.....	73
4.2.1	<i>Choix du modèle géométrique : le modèle Boisse et Hivet.....</i>	73
4.2.2	<i>Choix des démonstrateurs</i>	73
4.3	Modélisation de la mise en forme d'un motif de tissu sec, et application à la compaction	75
4.3.1	<i>Démarche adoptée</i>	75
4.3.2	<i>Conditions aux limites périodiques</i>	76
4.3.3	<i>Mise en place des calculs.....</i>	78
4.3.4	<i>Résultats</i>	82
4.4	Construction des cellules élémentaires mésoscopiques de CMO tissé.....	85
4.4.1	<i>Maillages obtenus.....</i>	85
4.4.2	<i>Observation du taux de fibres dans les torons.....</i>	89
4.4.3	<i>Bilan sur la procédure de création des CER de CMO tissé</i>	91
4.5	Modélisation de l'infiltration de la résine : prévision de la perméabilité du renfort.....	91
4.5.1	<i>Contexte et objectif de la modélisation</i>	91
4.5.2	<i>Celper 2 : présentation de l'outil utilisé</i>	92
4.5.3	<i>Résultats</i>	93
4.6	Modélisation de la cuisson du composite : prévision des contraintes résiduelles et du coefficient de dilatation thermique	95
4.6.1	<i>Contexte et objectif de la simulation</i>	95
4.6.2	<i>Modélisation multiéchelle micro-méso mise en place.....</i>	96
4.6.3	<i>Résultats</i>	97
4.7	Conclusion.....	99
Chapitre 5. Construction de la seconde partie de la chaîne : étude du comportement mécanique d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique..... 101		
5.1	Introduction	103
5.2	Modélisation multiéchelle micro-méso du comportement mécanique linéaire élastique d'un CMO tissé	104
5.2.1	<i>Mise en place de la modélisation multiéchelle.....</i>	104
5.2.2	<i>Résultats de la modélisation à l'échelle microscopique.....</i>	108
5.2.3	<i>Résultats de la modélisation à l'échelle mésoscopique.....</i>	109
5.2.4	<i>Conclusion sur la modélisation mécanique des CMO tissés non endommagés.....</i>	118

5.3	Prise en compte de l'endommagement du matériau par une approche discrète	119
5.3.1	<i>Mécanismes de dégradation observés sur les CMO tissés 2D</i>	119
5.3.2	<i>Insertion discrète de l'endommagement</i>	119
5.3.3	<i>Insertion de fissures dans les torons</i>	120
5.3.4	<i>Création de décohésions toron-matrice ou toron-toron</i>	122
5.3.5	<i>Application : influence d'un endommagement sur une CER à renfort de taffetas</i>	123
5.4	Conclusion	127
Chapitre 6. Vers une validation expérimentale		129
6.1	Introduction	131
6.2	Fabrication des éprouvettes composites	132
6.2.1	<i>Choix des composants</i>	132
6.2.2	<i>Procédé de fabrication</i>	134
6.3	Matériel et méthode utilisés	137
6.3.1	<i>Présentation de la multi-instrumentation</i>	137
6.3.2	<i>Banc d'essais</i>	138
6.3.3	<i>Détermination des modules élastiques initiaux et de l'intervalle de confiance à 95% par une technique de type bootstrap</i>	140
6.3.4	<i>Informations sur le déroulement de la campagne d'essais</i>	142
6.4	Résultats de la campagne d'essais mécaniques	143
6.4.1	<i>Variabilité de la mésostructure</i>	143
6.4.2	<i>Calcul et analyse qualitative des modules élastiques initiaux des éprouvettes non endommagées</i>	144
6.4.3	<i>Observation de l'endommagement des composites en fonction du chargement</i>	150
6.4.4	<i>Effet de l'endommagement sur les modules élastiques initiaux</i>	162
6.4.5	<i>Bilan de la campagne d'essais mécaniques</i>	169
6.5	Conclusion	171
Conclusion et perspectives		173
Bibliographie		181

Chapitre 1.

Introduction générale

Cette thèse a été réalisée à l'Onera, au sein de l'unité Modélisation et Caractérisation des Matériaux Composites (MC²) du Département des Matériaux et Structures Composites (DMSC), et en collaboration avec le laboratoire PRISME de l'Université d'Orléans. Elle s'inscrit dans un contexte d'optimisation des structures aéronautiques par le matériau, en cherchant à exploiter le potentiel des matériaux composites tissés. Son objectif est de participer à la mise en place d'une chaîne de calcul permettant de faire le lien entre les paramètres de conception d'un matériau composite tissé et ses propriétés linéaires élastiques homogènes.

Cette introduction a pour but d'expliquer le placement scientifique de l'Onera vis-à-vis des besoins industriels actuels. Ainsi, dans un premier temps, le contexte et l'enjeu de cette étude sont présentés dans la partie 1.1. Puis, une présentation générale des composites tissés est effectuée dans la partie 1.2, dont les conclusions permettent de comprendre l'intérêt de la mise en place d'une chaîne de calcul, proposée par l'Onera et détaillée dans la partie 1.3. Au terme de la présentation de la chaîne, il sera montré que sa construction passe nécessairement par l'établissement d'un premier lien entre paramètres de mise en forme et propriétés mécaniques linéaires élastiques du matériau à une échelle d'étude appelée « échelle mésoscopique ». C'est la mise en place de ce lien qui constitue le principal objectif de cette thèse, présenté dans la partie 1.3.4. Enfin, la partie 1.4 décrit la démarche adoptée dans cette étude.

Plan du chapitre

1.1	Contexte et enjeu de cette étude.....	3
1.2	Généralités sur les composites tissés	4
1.2.1	<i>Avantages et inconvénients des composites textiles</i>	4
1.2.2	<i>Présentation des tissus.....</i>	5
1.2.3	<i>Catégories de composites tissés.....</i>	7
1.2.4	<i>Fabrication des CMO tissés</i>	8
1.2.5	<i>Comportement mécanique des CMO tissés</i>	9
1.2.6	<i>Echelles de représentation</i>	9
1.2.7	<i>Les composites tissés : un potentiel qui reste à exploiter</i>	10
1.3	Motivation de la thèse : mise en place d'une chaîne de calcul	10
1.3.1	<i>Constat : nécessité d'établir un lien entre paramètres de conception et les performances d'une structure composite</i>	10
1.3.2	<i>Lien proposé par l'Onera : une chaîne de calcul multimodèle et multiéchelle.....</i>	11
1.3.3	<i>Fonctionnement de la chaîne dans le sens direct.....</i>	12
1.3.4	<i>Placement, motivations et objectifs de la thèse</i>	14
1.4	Démarche adoptée	15

1.1 Contexte et enjeu de cette étude

Le contexte économique et écologique actuel pousse les différentes industries sur la voie de l'optimisation des structures. L'un des exemples les plus marquants est la flambée du prix du baril de pétrole, qui a lancé les principaux constructeurs d'avions Airbus et Boeing dans une course à l'allègement des structures, afin de diminuer leur consommation. De ce fait, le besoin de produits compétitifs, tant au niveau de la fiabilité, des performances ou encore du coût d'exploitation, est omniprésent et grandissant, en aéronautique comme ailleurs. Ainsi, travailler sur le matériau constitutif des pièces en proposant des solutions innovantes permettant de diminuer leur poids tout en améliorant leurs performances (nouveaux matériaux, nouveaux procédés de fabrication, etc.) est essentiel et devient plus que jamais un enjeu industriel majeur. L'une des solutions de plus en plus choisie en aéronautique est l'utilisation de matériaux composites. En effet, leur fort ratio propriétés mécaniques/densité et leur excellente tenue à l'environnement améliorent considérablement les performances structurales des aéronefs tout en générant un important gain de poids (20 à 30% sur la masse d'une structure). Ils étaient, à l'origine, mis en œuvre pour la conception de structures secondaires d'aéronefs, telles que la peau d'empennage du Boeing F15, mais l'amélioration de leurs procédés de fabrication et une meilleure connaissance de leurs propriétés mécaniques et de leurs mécanismes de dégradation font qu'ils sont maintenant utilisés pour la fabrication de structures primaires telles que le fuselage, le caisson central ou les ailes d'un avion. Si les applications étaient à l'origine plutôt militaires (F15), les matériaux composites intéressent maintenant particulièrement l'aviation civile, dont les contraintes de certification sont beaucoup plus strictes, ce qui demande une prédictibilité du comportement et de la durée de vie des structures beaucoup plus fines. Ainsi, à l'heure actuelle, ils constituent plus de 50% de la masse des avions récents comme l'Airbus A350, l'Airbus A380, ou encore le Boeing 787 (voir Figure 1.1).

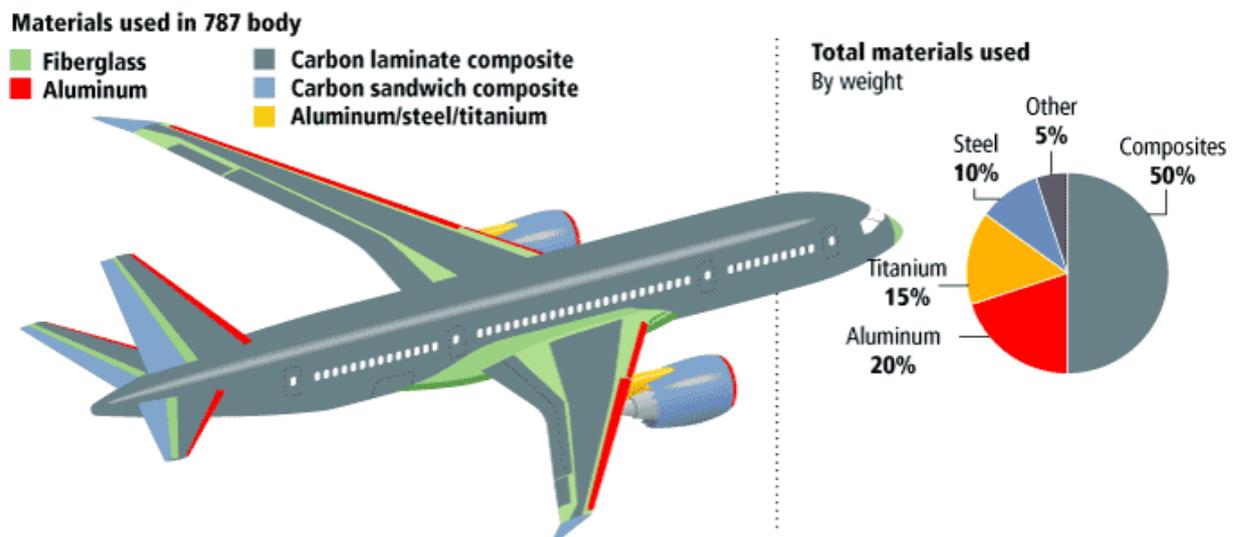


Figure 1.1 : répartition des composites sur le Boeing 787 Dreamliner (source : Boeing)

Le potentiel des matériaux composites est énorme, mais ne s'exprimera qu'à une condition : travailler non seulement sur les constituants de base du matériau (fibres, résines,...), sur les conditions d'élaboration (méthodes d'injection, cycle thermique, mise en forme dans le moule...) mais aussi et avant tout sur la fonction du matériau dans la structure. En effet, le matériau n'est qu'un des composants d'un système plus complexe, constitué par les pièces, les assemblages, les sous-ensembles et la structure elle-même. Cette vision système implique d'appréhender les matériaux comme des paramètres, et non comme des données, d'une optimisation globale de la

structure. Ce lien entre matériau et structure est évident pour les matériaux composites, où une orientation des fibres, ou des renforts d'une manière plus générale, dans la direction des efforts permet de grandement augmenter le ratio performances/masse. On comprend bien que l'optimisation de la structure passe, entre autres, par une conception du matériau de façon à répondre localement au « juste besoin » structural. Et ces perspectives d'optimisation par le matériau sont décuplées depuis l'émergence d'un nouveau type de composite : les matériaux composites à renfort tissé.

1.2 Généralités sur les composites tissés

1.2.1 Avantages et inconvénients des composites textiles

Il existe une très grande variété de composites textiles, chacun étant le résultat d'une multitude de choix tant dans la nature de ses constituants (fibre et résine) que dans le type de renfort (tissé, tricoté, tressé, qui peuvent être 2D ou 3D), ou encore dans l'arrangement des torons au sein du composite (densité du renfort, taille des torons, etc.). Le potentiel d'adaptation de ce type de matériau à un besoin spécifique est séduisant, d'autant plus qu'il présente des caractéristiques attractives, leur donnant certains avantages par rapport aux composites stratifiés unidirectionnels. Nous retiendrons principalement :

- la possibilité de concevoir des préformes directement à la forme de l'objet final, grâce au savoir-faire de l'industrie textile. Ainsi, des pièces peuvent être conçues en un bloc, afin d'éviter en grande partie les jonctions (boulonnées ou collées) qui affaiblissent la tenue de la structure et augmentent les coûts de fabrication [Brent Strong et Beckwith 1997].
- une très grande richesse d'optimisation, offerte par un nombre de configurations quasi-illimité au niveau de la conception du renfort, permettant théoriquement de concevoir un matériau « sur mesure », parfaitement adapté localement aux sollicitations structurales [Wu 2009].
- une meilleure tolérance aux défauts. L'architecture textile et les mécanismes de redistribution des efforts autour d'un site de rupture expliquent en partie la bonne tenue de ce type de matériaux en présence de singularités [Cox *et al.* 1996].
- la possibilité d'insérer des torons dans la troisième direction offre aux textiles 3D une meilleure tenue aux sollicitations hors-plan, et aux impacts en particulier (chute d'outils, ingestion d'oiseaux, grêle, etc.) [Pearson *et al.* 2007]. Ces impacts induisent des délaminages, dont l'étendue et la propagation sont beaucoup plus limités dans le cas des composites textiles 3D [Baucom et Zikry 2005]. Par exemple, [Chou *et al.* 1992] ont montré que l'énergie d'impact nécessaire pour amorcer un défaut dans un composite tissé 3D est supérieure de 60% à celle d'un stratifié unidirectionnel (UD).

Néanmoins, malgré les caractéristiques intéressantes des composites textiles soulignées précédemment, les applications sont encore limitées. En effet, certains points jouent en leur défaveur [Mouritz *et al.* 1999] :

- la très grande richesse d'optimisation offerte par ces matériaux est à mettre en parallèle avec le manque d'outils et de données pour les dimensionner. De plus, la forte anisotropie de ces matériaux, liée à l'orientation des torons, se confronte à l'utilisation quasi systématique de composite quasi-isotrope dans les structures aéronautiques, comme des empilements de

stratifiés d'UD [0/90/±45] [Marcin 2009]. Inévitablement, les composites textiles souffrent ainsi de la comparaison avec les composites stratifiés UD.

- leur conception reste difficile, nécessitant des métiers à tisser, à tresser ou à tricoter contrôlés par ordinateur, réglés sur les détails architecturaux internes du textile. Ces machines de pointe sont peu répandues et limitées dans la complexité et l'épaisseur du renfort, malgré la très forte croissance de la demande industrielle [Bannister 2001]. Cependant, le progrès dans les techniques de tissage avance à grand pas avec, par exemple, des machines comme le tisseur Jacquard qui sont désormais capables de tisser des interlocks complexes jusqu'à 100mm d'épaisseur totale [de Luycker *et al.* 2009].
- il est aussi important de noter qu'un composite textile avec la même fraction volumique de fibres dans le plan a des propriétés élastiques planes, module d'Young et de cisaillement, légèrement inférieures que celle d'un composite stratifié UD, du fait de l'ondulation des torons [Lomov *et al.* 2009].

Les composites textiles sont potentiellement très intéressants, mais leur diversité tant dans leur conception que dans leur propriétés nécessitent de mener, dans un premier temps, des études spécifiques aux tissés, aux tricotés, aux tressés ou aux cousus. Ce travail de thèse se concentre donc exclusivement sur l'étude des composites tissés, plus largement répandus.

1.2.2 Présentation des tissus

1.2.2.a Catégories de tissu et paramètres de définition importants

La particularité des tissus est d'être composés, dans le cas 2D, d'un réseau de torons de chaîne et d'un réseau de torons de trame orientés à 90° l'un par rapport à l'autre, s'entrelaçant de façon périodique. Dans le cas des tissus 3D, un troisième réseau de torons vient renforcer la préforme sèche dans la direction de l'épaisseur (torons de renfort). Différents paramètres permettent de définir l'armure du tissu, dont le nombre dépend de sa complexité. Toutefois, certains restent incontournables quelque soit le tissu :

- le *plan de tissage* : il donne à l'armure sa définition (taffetas, sergé, interlock, etc., voir ci-dessous) en définissant le parcours dans le tissu de chacun des torons les uns par rapport aux autres. Le *chemin moyen d'un toron* est défini à partir du plan de tissage par la ligne centrale du toron, aussi appelé « ligne moyenne ».
- les *distances entre torons* : Les distances entre torons définissent la densité de torons dans le plan. Ainsi, dans le cas d'un tissu 2D, la distance entre trames et la distance entre chaînes permet de rendre compte de l'*équilibre* du tissu : si leur rapport est différent de 1, le tissu est dit « non équilibré ».
- le *nombre de fibres dans les torons* : associé aux propriétés de la fibre (diamètre et masse volumique), il définit le *volume de fibres* présent dans le tissu, indispensable pour déterminer le *taux de fibres* dans le composite.

En jouant sur les paramètres de définition du tissu, un nombre illimité de configurations est possible. Toutefois, différentes catégories de tissus se dégagent. Pour les renforts tissés bidimensionnels, les différentes préformes sont les taffetas, les sergés et les satins, voir Figure 1.2. Pour les tissés tridimensionnels, les différentes catégories de préforme sont réunies sous le terme générique de tissus multicouches : « Layer to Layer Angle Interlock » (Figure 1.3a), « Through the thickness Angle Interlock » (Figure 1.3b) et « Orthogonal » (Figure 1.3c), chacune caractérisées par les chemins des torons de chaîne et de renforts à travers l'épaisseur du tissu.

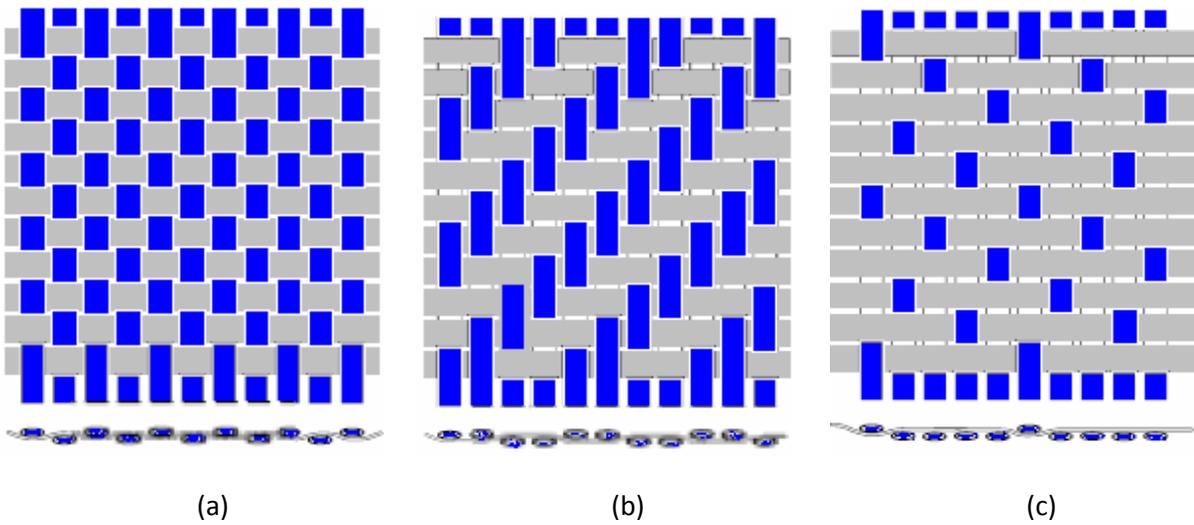


Figure 1.2 : tissus 2D (a) taffetas, (b) sergé de 2, (c) satin de 5 à décochement de 2

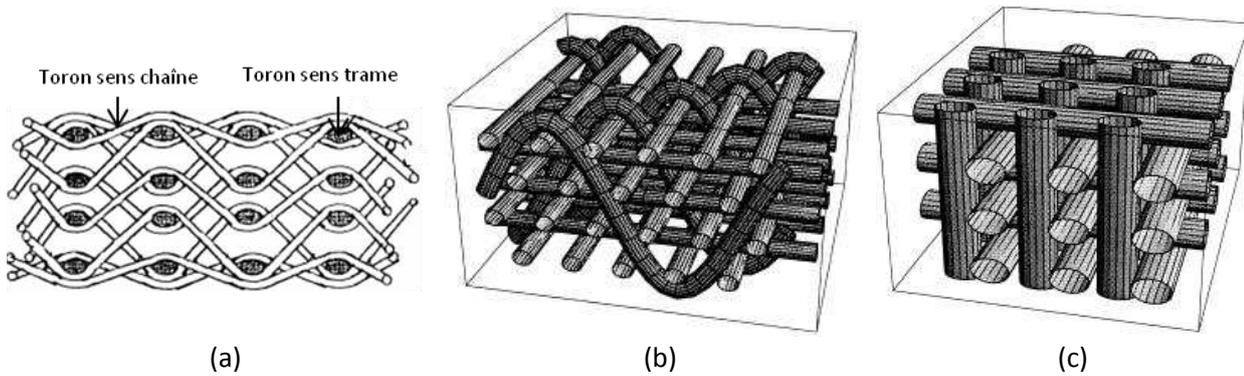


Figure 1.3 : tissus 3D : (a) « Layer to Layer Angle Interlock », (b) « Through the thickness Angle Interlock », (c) orthogonal [Adanur et Liao 1998]

1.2.2.b Fractions volumiques de fibres et ondulation des torons

Les fractions volumiques des fibres jouent au premier ordre sur les propriétés des composites tissés. Par contre, l'un des points qui les différencient fortement des composites stratifiés UD est le fait que ces fibres ondulent. L'ondulation d'un toron correspond au désalignement de son chemin par rapport au plan du renfort. C'est une grandeur locale, qui macroscopiquement se quantifie par le terme appelé *facteur d'ondulation* (1.1). Il est défini selon [Cox *et al.* 1994] comme le rapport entre la longueur réelle L d'un toron une fois extrait du tissu et la longueur L_0 qu'il occupe dans le tissu, voir Figure 1.4. L'*embuvage* d'un toron est aussi un terme utilisé par les tisseurs, qui correspond à la différence entre L et L_0 , exprimée en pourcentage de L_0 (1.2).

$$\text{Facteur d'ondulation} = \frac{L}{L_0} \quad (1.1)$$

$$\text{Embuvage} = \left(\frac{L - L_0}{L_0} \right) \times 100 \quad (1.2)$$

L'ondulation des torons est un facteur capital pour la bonne compréhension du comportement des composites tissés, car elle détermine localement l'orientation des fibres et influe ainsi sur la répartition des contraintes et déformations au sein du matériau. Par exemple, [Lomov *et al.* 2009] montre qu'entre deux composites possédant quasiment la même fraction volumique de fibre, la

même épaisseur et le même ratio chaîne-trame, le composite le plus embuvé est celui qui a les moins bonnes propriétés dans le plan, que ce soit les rigidités, la résistance ou la déformation avant rupture. C'est pourquoi l'ondulation des torons est quelque fois introduite sous la forme d'un facteur de perte de rigidité [Potluri et Sagar 2008; Xu *et al.* 1995]. L'un des enjeux les plus importants d'une conception optimale d'un composite tissé pour une application donnée est la gestion adéquate des orientations des fibres, *i.e.* de l'ondulation des torons, au sein du matériau.

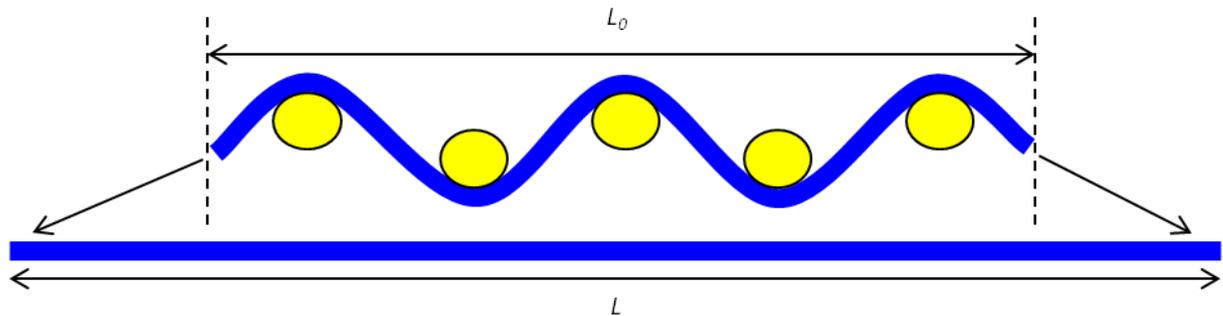


Figure 1.4 : schéma représentant la longueur réelle L d'un toron et la longueur L_0 qu'il occupe dans le tissu

1.2.3 Catégories de composites tissés

Au delà de l'architecture de leur renfort, les composites tissés se différencient aussi par la nature de leur constituants fibres et matrice. Au niveau de la matrice, il existe trois catégories de composites : (i) les composites à matrice organique (CMO), (ii) les composites à matrice céramique (CMC), et (iii) les composites à matrice métallique (CMM). Cette thèse porte intégralement sur les CMO tissés, dont la matrice est un polymère, par nature plus simple à mettre en œuvre par rapport à une matrice céramique ou métallique.

Les matrices polymères peuvent être de deux types : thermodurcissable (TD), ou thermoplastique (TP). Elles diffèrent sur de nombreux points, dont :

- leur nature : les TD sont constituées d'un réseau polymère 3D réticulé, formé par des liaisons covalentes entre molécules, alors que les TP sont constituées d'un réseau moléculaire amorphe ou semi-cristallin, formé par des liaisons hydrogènes ou de Van Der Waals. Ainsi, la réaction de réticulation des TD est irréversible, alors que les liaisons des TP rompent à haute température, ce qui permet de donner une nouvelle forme au matériau, ou d'être recyclé.
- leurs propriétés mécaniques : rigidité supérieure des TD, mais une résistance moindre.
- leur conservation : au froid et quelques mois maximum pour les TD, indéfiniment et à température ambiante pour les TP.
- leur mise en œuvre : les TD sont plus simples à injecter ou infuser car ils sont dans un état fluide-visqueux à température ambiante, alors que les TP sont dans un état solide qu'il faut ramollir en les chauffant à une température entre 200 et 400°C. De plus, lors du refroidissement des TP, un volume de matrice important se retire (retour élastique), entraînant un micro-flambage des fibres. En revanche, aucune réaction chimique n'est à gérer, contrairement aux TD où la réaction de réticulation peut être violente car fortement exothermique. Dans les deux cas, il est nécessaire de bien contrôler la température de mise en forme (chauffage et refroidissement). Enfin, les TP peuvent être soudés entre eux, ce qui est par nature impossible avec les TD.
- leur coût : les TD étant plus utilisées que les TP, elles sont aussi moins chères.

Cette thèse s'intéresse uniquement aux CMO tissés à matrice TD (point qui ne sera plus précisé jusqu'à la fin de ce manuscrit afin d'en alléger la lecture). Les avantages de ce type de matrice,

particulièrement au niveau de leur mise en œuvre et de leurs propriétés mécaniques, font qu'actuellement elles sont plus largement utilisées que les matrices TP dans l'industrie aéronautique. On les retrouve généralement pour la conception de structures froides ($\leq 300^{\circ}\text{C}$) : aubes de soufflante, trains d'atterrissage, etc. (voir Figure 1.5).

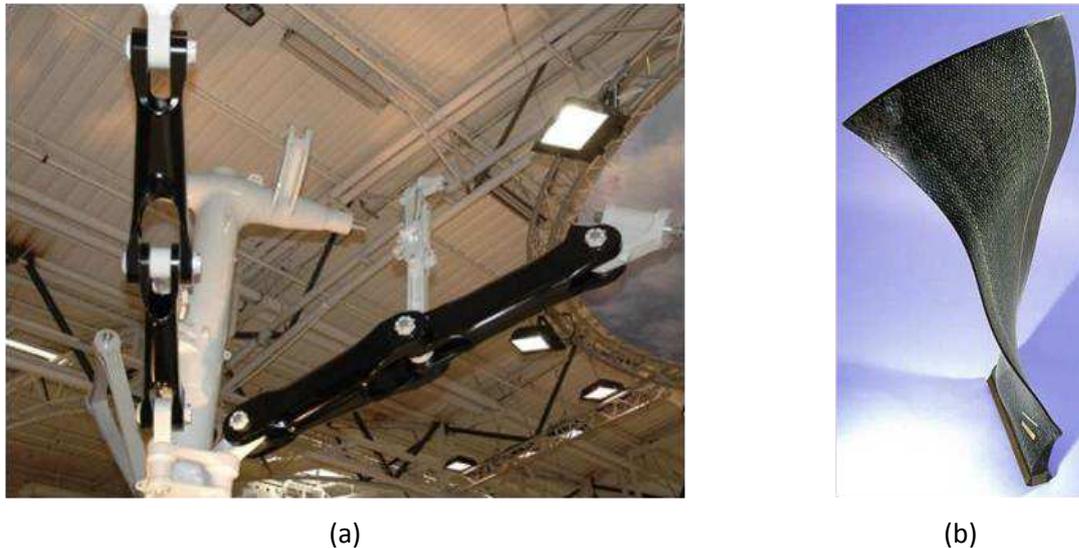


Figure 1.5 : pièces CMO à renfort interlock (a) contrefiche de train d'atterrissage réalisée par Messier-Dowty pour le Boeing 787-8 Dreamliner (Bourget 2009), (b) aube de rotor en interlock, réalisé par SNECMA

1.2.4 Fabrication des CMO tissés

Leur fabrication se déroule en quatre étapes :

1. Le tissage du renfort.
2. La mise en forme de la préforme sèche, que ce soit par emboutissage ou par drapage manuel ou mécanique.
3. L'infiltration de la résine TD par voie liquide. Cette étape peut se faire par infusion, avec le procédé « Liquid Resin Infusion » (LRI), ou par injection, avec le procédé « Resin Transfer Molding » (RTM).
4. La cuisson du composite, pour entraîner la réticulation de la matrice organique.

Chacune de ces étapes est définie par un certain nombre de paramètres, dont l'étude des influences sur les propriétés finales du composite constitue actuellement un véritable vivier de recherches, source de très nombreuses publications : influence du procédé de tissage sur la résistance du matériau [Lee *et al.* 2002; Rudov-Clark *et al.* 2003], influence de la tension des torons lors du tissage sur leur ondulation [Glaessgen *et al.* 1996; Lapeyronnie *et al.* 2011], influence de la déformation du tissu lors de sa mise en forme sur sa perméabilité [Chen *et al.* 2001; Grujicic *et al.* 2004], influence de la perméabilité du tissu sur l'apparition de zones sèches dans le composite et sur ses propriétés mécaniques [Varna *et al.* 1995; Gowayed 1997; Trochu *et al.* 2006], ou encore influence des paramètres de cuisson du composite sur l'état de contraintes résiduelles au sein du matériau [Li *et al.* 2004; Jochum *et al.* 2008]. Ces études montrent que les propriétés finales d'un composite, autant mécaniques que thermiques ou encore relatives à sa durée de vie, sont fortement liées aux paramètres procédés.

1.2.5 Comportement mécanique des CMO tissés

Le comportement mécanique des CMO tissés a déjà fait l'objet de plusieurs études. Sous sollicitation uniaxiale dans l'axe des renforts, le comportement des CMO tissés 2D est linéaire élastique fragile [Cox 1997; Daniel *et al.* 2008; Hochard *et al.* 2009] (voir Figure 1.6a). En traction hors-axes ou en cisaillement pur, la réponse du matériau permet de mettre en évidence le comportement fortement non-linéaire avec déformations résiduelles dû en partie à l'endommagement du matériau (voir Figure 1.6b). Une autre source de non-linéarité est due à la matrice polymère, dont le comportement visqueux au sein des CMO tissés 2D a été étudié par de nombreux auteurs [Shrotriya et Sottos 2005; Ahci et Talreja 2006; Chung et Ryou 2007].

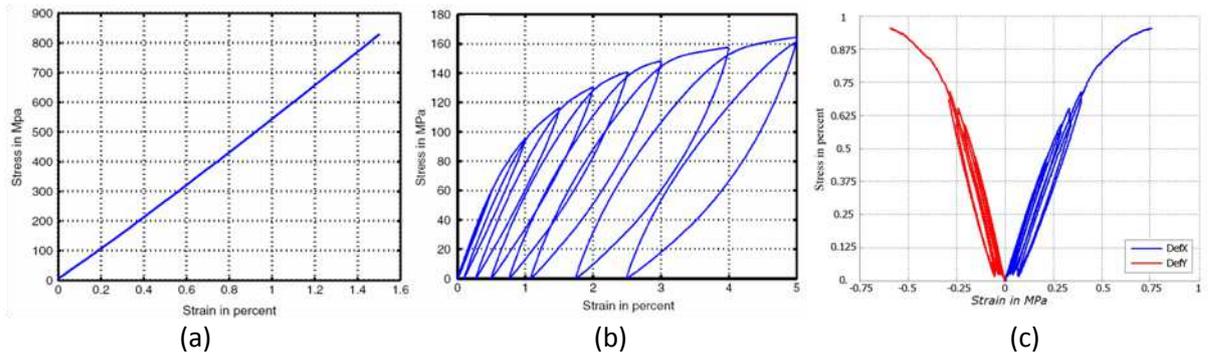


Figure 1.6 : comportement mécanique d'un CMO tissé 2D : (a) traction dans le sens du renfort ; (b) en cisaillement plan [Hochard *et al.* 2009] (c) réponse contrainte/déformation d'un CMO tissé 3D lors d'un essai hors-axes à 45° [Schneider *et al.* 2008]

Dans le cas des CMO tissés 3D, le comportement lors de sollicitations dans l'axe des renforts est légèrement non-linéaire avec rupture fragile [Cox *et al.* 1996; Callus *et al.* 1999; Tan *et al.* 2000]. Si la proportion de fibres est plus importante dans une direction, la non linéarité sera plus importante dans la direction présentant une faible proportion de fibre. Le caractère viscoélastique de ce type de matériau a été mis en évidence par [Schneider *et al.* 2008], par des essais de fluage multiphasé à 45° par rapport aux axes du renfort (voir Figure 1.6c) lors d'une campagne de caractérisation du comportement mécanique de CMO tissés 3D déséquilibré.

Les CMO tissés sont fortement anisotropes, et la compréhension de leur comportement passe nécessairement par l'observation et l'étude des phénomènes se déroulant aux échelles inférieures.

1.2.6 Echelles de représentation

Un CMO tissé est par nature multiéchelle. Dans un composite tissé, on distingue habituellement trois échelles de représentation :

- l'échelle microscopique : c'est l'échelle des constituants fibres et matrice (une dizaine de μm).
- l'échelle mésoscopique : c'est l'échelle à laquelle l'architecture tissée est représentée, avec la matrice (de l'ordre du mm).
- L'échelle macroscopique : c'est l'échelle de la structure, où le composite est vu comme un matériau homogène (taille de la structure).

Comme nous l'avons vu dans le paragraphe précédent, la fabrication d'un CMO tissé recouvre différents domaines : mécanique des tissus secs, écoulement fluide, thermique, chimie, etc. Ainsi, les phénomènes physiques prenant place au sein du matériau interviennent autant à l'échelle moléculaire, comme par exemple la réticulation de la matrice, qu'à l'échelle de la structure, où le

retrait chimique de la matrice lors de sa réticulation génère des contraintes internes au matériau pouvant modifier la forme finale de la pièce [Albert et Fernlund 2002; Ersoy *et al.* 2010]. De même, l'endommagement dans le composite se déroule à toutes les échelles, et de manière couplée. Par exemple, un endommagement d'origine macroscopique comme un impact d'oiseau, aura autant des conséquences à l'échelle de la structure qu'à l'échelle microscopique (micro-décohésions entre les fibres et la matrice, fissurations, etc.). Par conséquent, la bonne compréhension du comportement des CMO tissés passe nécessairement par la prise en compte de leur nature multiéchelle.

1.2.7 Les composites tissés : un potentiel qui reste à exploiter

Les enjeux dans l'étude des tissés sont énormes. La maîtrise de ces matériaux permettrait de créer des structures optimisées localement, parfaitement adaptées à leur « juste besoin ». Toutefois, les techniques de dimensionnement et d'optimisation utilisées industriellement dérivent des méthodes isotropes métalliques, et ne sont donc pas capables d'exploiter ces nouvelles possibilités, basées sur la gestion de l'anisotropie. De surcroît, la complexité et la spécificité des mécanismes régissant le comportement, l'endommagement et la rupture des composites échappent elles aussi à ce type de méthodes et sont traitées par des règles (facteurs de sécurité, règles d'empilement) basées sur de lourdes campagnes expérimentales et limitées aux quelques cas testés, ce qui restreint grandement les possibilités d'optimisation et pousse parfois les industriels à préférer une solution métallique, mieux maîtrisée. Dans ce contexte, le composite tissé en tant que matériau sur mesure reste clairement sous utilisé en regard de sa potentialité. Malheureusement, il n'existe pas aujourd'hui de relations directes entre les paramètres de conception (choix des constituants, orientation des renforts, mode d'élaboration, etc.) et les performances de la structure, cette problématique est traitée industriellement en modifiant de manière empirique ces paramètres, ce qui exige un grand nombre d'essais. On comprend qu'il est nécessaire de mettre en place un ensemble d'outils prévisionnels fiables et robustes d'aide à la décision, adapté à ce type de matériaux, afin de palier des problèmes de surdimensionnement et de surcoûts expérimentaux de validation. La modélisation devient donc indispensable car elle aide à la compréhension et l'établissement des dépendances des propriétés du matériau en fonction des paramètres de fabrication et des paramètres matériaux, et ce à moindre coût et à toutes les échelles de représentation. De plus, à terme, de tels outils peuvent s'insérer parfaitement dans une procédure d'optimisation structurale.

1.3 Motivation de la thèse : mise en place d'une chaîne de calcul

1.3.1 Constat : nécessité d'établir un lien entre paramètres de conception et les performances d'une structure composite

Les paragraphes 1.1 et 1.2 permettent de dégager quelques points clés :

- Une conception au « juste besoin » du matériau constitutif des structures aéronautiques constitue un besoin industriel croissant. Pour cela, les composites tissés ont un potentiel intéressant grâce, entre autres qualités, aux configurations de renfort quasi-illimitées qu'il est possible de réaliser.
- La bonne compréhension des dépendances entre la conception du matériau et les performances de la structure est indispensable pour concevoir un composite tissé optimal pour une application ciblée.

- Pour établir ces dépendances, et diminuer le coût des campagnes d'essais, un lien virtuel, construit par des techniques de modélisation, entre paramètres de conception (paramètres matériaux et paramètres de fabrication) et performances structurales doit être créé.
- Afin de lier les paramètres de fabrication aux différentes propriétés du matériau, il est nécessaire de prendre en compte les différentes étapes du procédé de fabrication. La prise en compte du caractère multiéchelle des CMO tissés est aussi essentielle, pour permettre une bonne compréhension des effets des phénomènes intervenant à tous les niveaux de la structure.

Ces conclusions mènent au besoin d'une chaîne virtuelle constituée de plusieurs modèles établis aux différentes échelles de représentation du matériau et prenant en compte son procédé de fabrication, permettant de relier performances d'une pièce en CMO tissé (rigidité, résistance, tenue au flambement, etc.), et paramètres de conception du matériau (choix du tissu, de la matrice, épaisseur du composite, etc.). L'objectif final d'un tel lien est d'être capable, à partir de la connaissance des performances structurales désirées, de concevoir un composite tissé « sur-mesure » en déterminant de façon précise quels sont ses paramètres de conception. Cependant, avant d'établir un lien entre les effets (comportement du matériau) et les causes (architecture du tissu, mode de cuisson, endommagement...), il est tout d'abord nécessaire de comprendre les liens de causes à effets. C'est pourquoi, dans un premier temps, une chaîne multimodèle et multiéchelle doit être construite dans le sens direct, avec pour objectif de prévoir l'influence des paramètres de conception sur les performances du matériau.

1.3.2 Lien proposé par l'Onera : une chaîne de calcul multimodèle et multiéchelle

Le constat établi précédemment met en lumière un besoin industriel sous-jacent aux enjeux actuels liés à l'optimisation des structures aéronautiques. C'est ce qui a motivé le Département Matériaux et Structures Composites (DMSC) de l'Onera, en collaboration avec le laboratoire PRISME d'Orléans, à proposer une chaîne de calcul multiéchelle et multimodèle spécifique aux CMO tissés, représentée sur la Figure 1.7, permettant de prévoir le comportement d'une structure composite, endommagée ou non, à partir des paramètres de conception [Grail *et al.* 2011]. *In Fine*, son ambition est d'être parcourue dans le sens inverse afin d'optimiser la conception du matériau en prenant comme donnée d'entrée les performances structurales ciblées. Sa construction se décompose en trois étapes :

Étape 1 : à court terme

Mise en place d'une première chaîne directe sur la base de travaux existants, disponibles à l'Onera ou publiés dans la littérature. Dans cette étape, ce sont surtout les liens entre les différentes modélisations qui vont être développés s'ils sont inexistantes, et les modèles manquants doivent être créés à partir d'hypothèses simplificatrices fortes, permettant d'obtenir rapidement une version opérationnelle. L'objectif de cette étape est de prévoir de façon qualitative les tendances prises par les propriétés mécaniques finales de la pièce composite en fonction des variations des paramètres de conception. Le travail de thèse présenté dans ce manuscrit s'inscrit intégralement et uniquement dans cette étape.

Étape 2 : à moyen terme (après la thèse)

Mettre en place le fonctionnement inverse de la chaîne de calcul. L'objectif de cette étape est donc de prévoir de façon qualitative les relations entre propriétés mécaniques du matériau et paramètres de conception.

Étape 3 : à long terme

L'amélioration et l'optimisation de la chaîne, afin de construire une chaîne de calcul prédictive et robuste permettant d'aider à l'optimisation des structures par le matériau.

1.3.3 Fonctionnement de la chaîne dans le sens direct

Chaque point de la chaîne a une étendue et une complexité telles qu'ils font chacun l'objet d'un domaine de recherche spécifique. L'idée ici est de simplement présenter son fonctionnement global (qui n'est actuellement que théorique), sans rentrer dans le détail de chacune de ses parties, afin de ne pas perdre de vue le contenu du travail de thèse effectué et présenté dans ce manuscrit.

La chaîne comprend une partie « Modélisation du procédé de fabrication », et une partie « Comportement mécanique du matériau ». A partir des paramètres de conception du matériau, l'objectif de la partie « Modélisation du procédé de fabrication » est de prévoir l'état physique du CMO tissé après fabrication. Plus précisément, cette partie se décompose en quatre étapes, chacune correspondant à une étape du procédé de fabrication d'un CMO tissé (voir 1.2.4) :

- la modélisation du tissage sert principalement à définir l'architecture du tissu par un modèle géométrique représentant un motif périodique de tissu sec. Cette étape se concentre donc sur l'échelle mésoscopique. Un état de l'art sur les modèles géométriques de tissu est réalisé dans le Chapitre 2.
- la modélisation du préformage du tissu s'établit à l'échelle mésoscopique et macroscopique, de manière couplée. A partir d'un modèle géométrique d'un motif périodique de tissu sec, la modélisation de la déformation mésoscopique du tissu a un double objectif : d'une part de déterminer la déformée des torons et du motif, et d'autre part d'aider à l'identification d'une loi de comportement de tissu sec, utilisée à l'échelle macroscopique. A cette échelle, l'objectif est double là aussi : prévoir la drapabilité du tissu, *i.e.* sa capacité à s'adapter à la forme de la pièce sans faire apparaître des plissements ou des glissements entre torons, et déterminer localement les modes de déformations du renfort (compaction, cisaillement), utilisées à l'échelle inférieure. Un état de l'art sur la modélisation de la mise en forme d'un motif mésoscopique de tissu sec par la méthode des éléments finis (EF) est réalisé dans le Chapitre 2.
- la modélisation de l'injection de résine permet, à l'échelle mésoscopique, de calculer la perméabilité du motif en fonction de sa déformation. En récupérant la carte des déformations du tissu à l'échelle macroscopique, obtenue à l'étape précédente, le champ de perméabilité du tissu est déterminé, ce qui, par modélisation à cette échelle, permet de prévoir l'apparition de porosités. Cette étape permet donc de réaliser un contrôle santé-matière, validant ou non l'étape de mise en forme du renfort.
- La modélisation de la cuisson du composite sert à prévoir, à toutes les échelles du matériau, les champs de contraintes résiduelles au sein du matériau. Ces contraintes résiduelles modifient le comportement du matériau, influencent les seuils et l'évolution de l'endommagement (ou même générer un endommagement initial), et elles peuvent aussi entraîner une modification de la forme finale de la pièce, qui doit être prévue par une modélisation à l'échelle macroscopique.

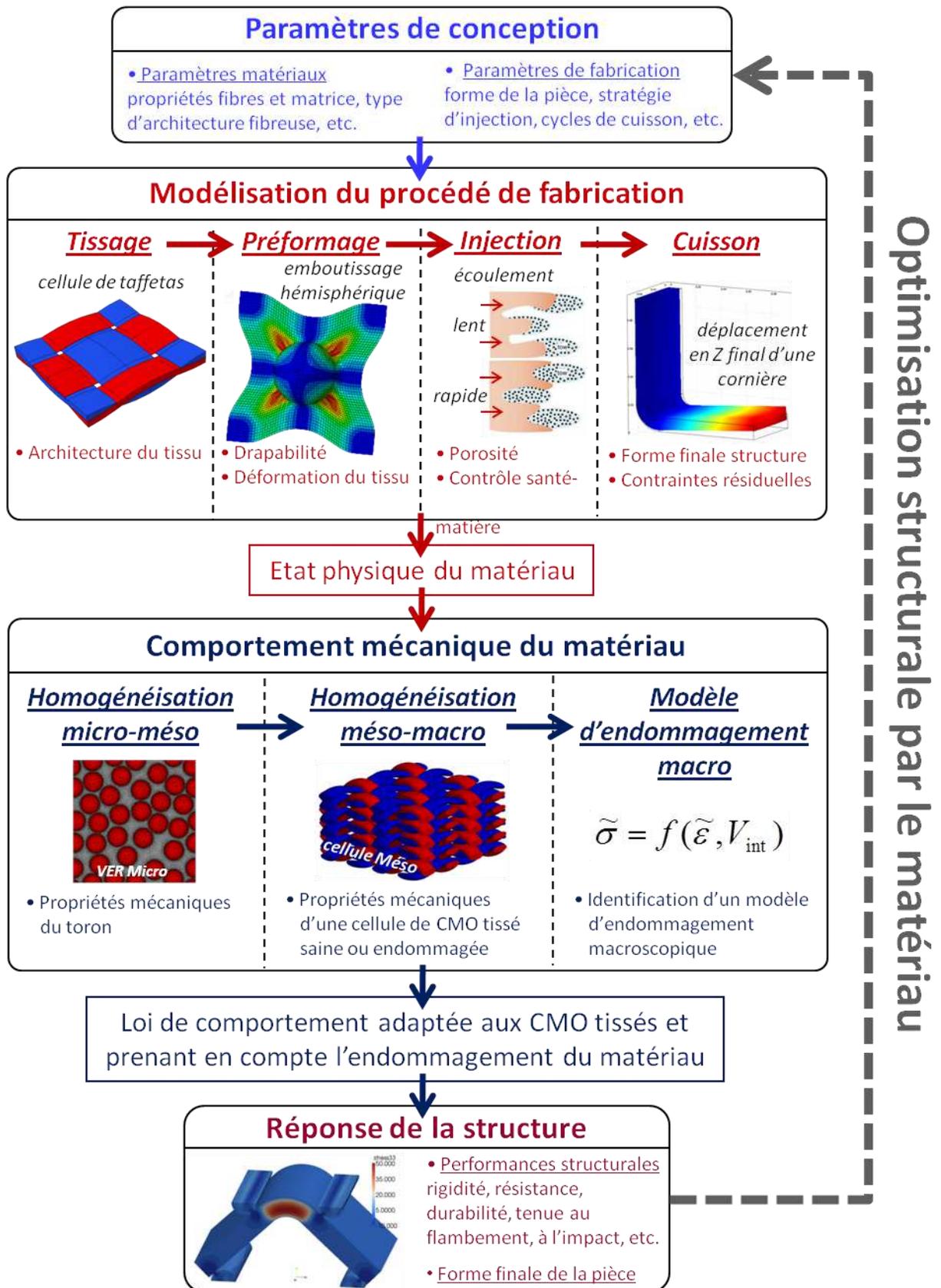


Figure 1.7 : chaîne de calcul multimodèle et multiéchelle

A partir des paramètres de conception et de l'état physique du matériau, la partie « Comportement mécanique du matériau » a pour objectif la construction d'une loi de comportement adaptée aux CMO tissés, et prenant en compte l'endommagement du matériau. Cette loi est ensuite utilisée dans un calcul de structure à échelle réelle, dont le but est la prévision des performances de la pièce composite, données de sortie de la chaîne proposée. En effet, pour des raisons de coûts de calcul, un calcul à échelle réelle où la mésostructure du composite (son renfort) est représentée et prise en compte est irréalisable. Cependant, bien que, les approches phénoménologiques basées à l'échelle macroscopique soient plus adaptées aux applications industrielles [Hochard *et al.* 2007; Marcin 2009], elles ne permettent ni une bonne compréhension des phénomènes, ni l'établissement des liens entre les causes (architecture du tissu, mode de cuisson, endommagement, etc.) et les effets (comportement du matériau, voir 1.2.6). C'est pourquoi, depuis maintenant quelques années, quelques auteurs se penchent sur des approches numériques multiéchelle du problème, rendant possible une étude plus prédictive des CMO tissés [Couegnat 2008; Angioni *et al.* 2011]. C'est le choix qui est fait dans la partie « Comportement mécanique du matériau », divisée en trois étapes. La première permet, par une méthode d'homogénéisation appliquée aux résultats numériques, de faire le pont entre l'échelle microscopique et l'échelle mésoscopique, la seconde relie l'échelle mésoscopique à l'échelle macroscopique, en procédant à aussi par homogénéisation. Le dommage doit pouvoir être introduit lors de ces deux premières étapes afin d'aider, dans une troisième étape, à l'identification d'une loi de comportement adaptée aux CMO tissés prenant en compte l'endommagement. En effet, l'identification de ce type de modèle nécessite un grand nombre d'essais. Ainsi, le remplacement d'un certain nombre d'entre eux (le maximum possible) par des simulations numériques, peu coûteuses, constitue l'un des enjeux des approches multiéchelles pour l'étude du comportement des CMO tissés. Cette substitution est une technique appelée « Virtual Testing », et demande que l'endommagement soit pris en compte dans les échelles microscopiques et mésoscopiques.

1.3.4 Placement, motivations et objectifs de la thèse

Ce travail de thèse s'inscrit intégralement dans l'étape 1, qui consiste à mettre en place une première chaîne directe sur la base de travaux existants, et de développer les « briques » manquantes à la chaîne, ainsi que les liens qui les unissent (voir la section 1.3.2). Dans la littérature, on peut voir que les modélisations à l'échelle microscopique font depuis longtemps l'objet d'études de plus en plus poussées [Chandra *et al.* 2002; Trias *et al.* 2006; Pindera *et al.* 2009]. Leur développement ne rentre donc pas dans le cadre fixé par l'étape 1. Au niveau macroscopique, il existe déjà des modèles d'endommagement adaptés aux CMO tissés, comme le modèle Onera Damage Model proposé par [Marcin 2009]. De plus, avant de pouvoir identifier ces modèles par Virtual Testing, il faut déjà être capable d'étudier le comportement d'une Cellule Élémentaire Représentative (CER) mésoscopique de CMO tissé en prenant en compte ses paramètres de conception, conformément aux attentes de la chaîne. Hors, ce lien n'est pas encore établi. Par conséquent, les développements menés et présentés dans ce manuscrit se concentrent majoritairement sur la modélisation de CMO tissé à l'échelle mésoscopique.

De plus en plus d'études portent sur la modélisation du procédé de fabrication et du comportement des CMO tissés à l'échelle mésoscopique. En effet, l'intérêt pour cette échelle est grand : l'architecture du tissu est prise en compte par un modèle géométrique, ce qui apporte une meilleure compréhension du comportement du toron et des mécanismes d'endommagement intervenant au sein du matériau. Les modèles géométriques de tissu sont construits à partir d'hypothèses simplificatrices plus ou moins fortes en fonction de leur application, ce qui amène à autant de représentations différentes de tissu, rendant plus complexe le recouplement des résultats entre chaque étude. Ainsi, un besoin se dessine à l'échelle mésoscopique : celui d'unir en une seule chaîne de modélisation, différentes approches globalement séparées en deux grands domaines : la

mécanique des tissus secs, et la mécanique des composites tissés. Ce besoin constitue la motivation principale de ce travail de thèse.

Cette thèse doit donc initier la construction de la chaîne de calcul en établissant un premier lien entre paramètres de conception et performances du matériau. Pour cela, l'approche choisie est de se concentrer sur l'échelle mésoscopique, et de se baser sur des modélisations EF, car elles permettent l'exploitation d'architectures tissées complexes. Ainsi, le premier objectif est de développer une méthode de construction de CER tissé mésoscopique, permettant d'établir un lien entre mise en forme du renfort, nécessitant une géométrie de tissu sec, et le reste de la chaîne (injection de la résine, cuisson du composite et étude de son comportement), demandant une géométrie du type de composite tissé. Sur la base des CER générées, le second objectif est de construire la chaîne et de démontrer son bon fonctionnement. Enfin, le dernier objectif est d'aborder sa validation expérimentale.

1.4 Démarche adoptée

Le premier travail réalisé est un état de l'art autour de la problématique de la modélisation géométrique des tissus, de la modélisation de leur déformation et de la construction d'un maillage de CER mésoscopique. Cet état de l'art a deux objectifs : comprendre la problématique liée à l'établissement d'un seul et même modèle géométrique recouvrant à la fois le domaine des tissus secs et le domaine des composites tissés, et définir une stratégie de modélisation géométrique permettant de lever les différents verrous techniques repérés précédemment. Cet état de l'art forme le Chapitre 2 de ce manuscrit.

Une procédure de création d'un maillage de CER tissé dont le renfort est déformé, est ensuite proposée et présentée dans le Chapitre 3. Elle repose sur la discrétisation d'une géométrie ou d'un maillage de renfort sec en une grille 3D, qui est ensuite traitée de façon à reconstruire une géométrie de composite tissé. De cette façon, cette procédure relie le domaine des tissus secs et le domaine des composites tissés. Les points forts et limitations sont présentés, ainsi que les différentes validations effectuées.

La procédure est ensuite appliquée pour construire la première partie de la chaîne, toujours en se concentrant sur l'échelle mésoscopique : la modélisation du procédé de fabrication d'un CMO tissé, objet du Chapitre 4. Pour cela, après avoir choisi un modèle géométrique de tissu, une modélisation simplifiée de la compaction d'une cellule de tissu sec est développée et présentée. Les résultats de cette modélisation sont exploités par la procédure pour générer des CER de CMO tissés. L'extension à tous les autres modes de déformations est ensuite abordé. Enfin, il est montré que ces cellules peuvent servir de support pour la modélisation de l'injection de résine, et la modélisation du refroidissement du composite après cuisson. Les résultats obtenus sont discutés, afin d'estimer l'applicabilité de la procédure au chaînage des différentes modélisations du procédé de fabrication d'un CMO tissé.

Les différentes CER à renfort déformé générées dans le Chapitre 4 sont exploitées dans le Chapitre 5 pour mettre en place la seconde partie de la chaîne de calcul : l'étude du comportement du matériau. Le but est ici de montrer l'applicabilité de la procédure à l'identification d'une loi de comportement macroscopique (voir la section 1.3.3). Pour atteindre plus facilement cet objectif, l'approche est simplifiée au niveau des différents modèles utilisés ou développés, et au niveau des performances du matériau étudié, qui se limiteront aux propriétés élastiques homogénéisées. Une fois qu'un premier lien a correctement été établi, rappelons que l'idée est d'ajouter ensuite les autres échelles de représentation, et de complexifier les différents modèles de façon à recouvrir un champ plus large de performances structurales (durée de vie, tenue au flambement, résistance, etc.). Enfin, afin d'aller vers des techniques de Virtual Testing, les développements apportés pour

introduire un endommagement discret au sein des CER, et le calcul de leur effet sur les rigidités du matériau sont présentés en seconde partie de chapitre.

Le développement de la chaîne de calcul présentée dans les chapitres 3, 4 et 5 a constitué la part la plus importante du travail (en termes de temps), ne permettant pas la mise en place d'une campagne expérimentale de validation. Une telle campagne reste néanmoins indispensable, et bien qu'elle ne puisse être menée à bien dans cette étude, il est toutefois possible, et surtout judicieux, de penser dès à présent à sa construction. Pour cela, la stratégie adoptée est de réaliser une étude expérimentale préliminaire, dont l'objectif est de guider la mise en place d'une campagne de validation. La réflexion menée est la suivante : la chaîne de calcul permet de prévoir différentes influences (chapitres 4 et 5) : l'influence des composants du matériau, l'influence du procédé de fabrication choisi (la compaction du renfort) et l'influence de l'endommagement. La validation de la chaîne passe donc nécessairement par la comparaison des résultats obtenus avec les influences observées expérimentalement. Mais l'identification fine de l'influence d'un seul paramètre de conception sur les propriétés mécaniques du composite n'est pas évidente. En effet, pour l'obtenir, il faut mettre en place une campagne expérimentale comparative sur des composites fabriqués avec le même procédé de fabrication, dans les mêmes conditions (température, matériel utilisé, etc.), à un paramètre de conception près. Hors, ce n'est généralement pas le cas dans les études comparatives que l'on peut trouver dans la littérature, comme l'ont déjà remarqué [Lomov *et al.* 2009]. De plus, les composites étudiés doivent être réalisés dans la perspective de les modéliser finement ensuite, avec les outils de calcul disponibles. Dans le contexte de la chaîne de calcul, il semble donc nécessaire de commencer par une étude comparative menée sur des composites 2D, plus simples et plus légers (en termes de temps CPU) à modéliser. Il est alors essentiel que la géométrie des tissus soit connue, ainsi que les différents paramètres de fabrication (données difficiles à obtenir dans leur ensemble dans les études rapportées dans la littérature). Ainsi, une étude préliminaire comparative entre cinq plaques fines de CMO tissés est présentée dans le Chapitre 6. Ces plaques ont été fabriquées et découpées en quatre éprouvettes à l'Onera, et chacune ont été testée en traction uniaxiale dans l'axe des renforts. En collaboration avec l'unité expérimentale de l'Onera, une multi-instrumentation a été mise en place, permettant de calculer le module élastique longitudinal de chacune des éprouvettes, et d'étudier l'évolution de l'endommagement et son effet sur le module. Les résultats obtenus ont permis de mettre en lumière plusieurs points durs, liés à la fabrication de plaques fines en CMO tissé 2D, à leur essai, et à l'étude de l'endommagement des éprouvettes.

Chapitre 2.

État de l'art :

Construction d'une cellule

mésoscopique de composite tissé à

matrice organique

L'enjeu de cette étude est l'optimisation des structures aéronautiques par le matériau. Pour cela, une chaîne de calcul reliant les propriétés matériaux et procédés du composite à ses performances doit être établie. Un point important et nécessaire à la mise en place de cette chaîne est la construction d'une cellule mésoscopique de CMO tissé. Dans cette seconde partie, un état de l'art est mené. Il concerne la construction d'une telle cellule, à travers deux aspects : la géométrie et le maillage. Il a pour objectif la justification de la stratégie de construction de ce type de cellule, développée dans le cadre de ce travail de thèse et présentée dans le Chapitre 3.

Plan du chapitre

2.1	Introduction	19
2.2	Modèles géométriques de tissu à l'échelle mésoscopique	19
2.2.1	<i>Modèles curvilignes.....</i>	<i>20</i>
2.2.2	<i>Modèles multi-fils.....</i>	<i>27</i>
2.2.3	<i>Bilan sur les modèles géométriques mésoscopiques de tissu sec</i>	<i>29</i>
2.3	Déformation d'une géométrie mésoscopique de tissu sec par simulation EF.....	29
2.3.1	<i>Principaux modes de déformation d'un renfort tissé générés lors de la fabrication du composite.....</i>	<i>29</i>
2.3.2	<i>Simulation EF de la déformation d'un motif de tissu sec à l'échelle mésoscopique.....</i>	<i>32</i>
2.4	Maillage d'une CER de CMO tissé.....	34
2.4.1	<i>Génération de la peau du composite, et maillage surfacique</i>	<i>34</i>
2.4.2	<i>Problématiques du maillage volumique.....</i>	<i>35</i>
2.4.3	<i>Des solutions pour générer un maillage de composite tissé</i>	<i>36</i>
2.4.4	<i>Bilan sur la construction d'un maillage de CER de CMO tissé.....</i>	<i>38</i>
2.5	Discussion	39
2.6	Conclusion.....	40

2.1 Introduction

Dans une approche analytique ou numérique, la prise en compte de la structure interne des composites à renfort tissé est nécessaire afin d'être capable de prévoir les propriétés du matériau telles que sa perméabilité, sa rigidité, sa résistance, sa tenue au flambement ou encore son endommagement. En effet, l'architecture du renfort positionne et oriente la matière dans le composite et influence ainsi fortement la répartition des déformations/contraintes/défauts au sein du matériau. Inévitablement, pour établir correctement les liens entre l'architecture du renfort et les propriétés du composite, en particulier celles dépendant fortement de l'état local du matériau comme l'endommagement (amorçage, propagation, etc.), il devient indispensable de coupler deux approches :

- l'étude du matériau par une technique numérique permettant d'accéder à des valeurs locales, comme la méthode des EF. Comme il l'a été expliqué dans la section 1.3.4, l'échelle mésoscopique est la plus adaptée pour mener une telle étude.
- la prise en compte du renfort par un modèle géométrique mésoscopique, représentant un motif périodique du tissu.

On comprend alors que l'étude numérique du comportement des CMO tissés est intrinsèquement liée au développement des modèles géométriques mésoscopique de renfort tissé. Mais représenter un motif du tissu sur la seule base de ses paramètres de définition (voir section 1.3.1) ne suffit pas. En effet, lorsqu'il est fabriqué puis mis en forme, l'architecture tissée subit des modifications par rapport à sa géométrie d'origine. Ainsi, il est nécessaire d'inclure le procédé de fabrication du CMO tissé dans la représentation même du renfort de la Cellule Élémentaire Représentative (CER) mésoscopique, afin de prendre en compte la géométrie réelle de l'architecture tissée telle qu'elle est dans le composite.

L'objectif de ce chapitre est de réaliser un état de l'art permettant de bien cerner les difficultés et les limites actuelles de la construction d'une CER mésoscopique de CMO tissé prenant en compte la géométrie réelle du renfort. Les conclusions de cet état de l'art permettent de dégager une stratégie de création d'une telle cellule. Pour cela, les principaux modèles de tissu sec existant dans la littérature sont décrits dans un premier temps dans la section 2.2. Une attention particulière est portée sur les différentes stratégies de prise en compte des déformations du tissu dès la construction de sa géométrie, et sur l'application du modèle à la méthode des EF, privilégiée dans ce travail de thèse pour sa bonne adaptabilité à l'étude des matériaux à géométries complexes. Dans un second temps, un point sur la modélisation par la méthode des EF de la déformation des tissus secs est effectué dans la section 2.3. Ensuite, nous reviendrons dans la section 2.4 sur le cœur de cette étude à travers un bilan des problématiques liées à la construction d'une CER mésoscopique de CMO tissé dont le renfort est déformé, et des différentes solutions utilisées dans la littérature. Enfin, une stratégie de modélisation géométrique de composite dont le renfort est un tissu déformé sera finalement proposée dans la section 2.5.

2.2 Modèles géométriques de tissu à l'échelle mésoscopique

De nombreux modèles géométriques mésoscopiques de tissus ont été développés dans des buts très divers, ce qui ne nous permet pas d'en donner une liste exhaustive. Cependant, des revues ont été publiés par [Tan *et al.* 1997; Onal et Adanur 2007; Vassiliadis *et al.* 2011] ainsi que [Ansar *et al.* 2011] qui présentent la plupart d'entre eux et leur utilisation dans des méthodes EF. Cette section a pour objectif de présenter une sélection de modèles, par ordre de complexité croissante. Si cette

sélection ne correspond qu'à une partie de l'ensemble des modèles existants, les principales stratégies et méthodologies de modélisation géométrique sont présentées. Elle peut être décomposée en deux grandes catégories. La première est l'ensemble des modèles curvilignes, qui correspondent aux modèles mésoscopiques qui représentent le toron comme un volume homogène dont l'enveloppe contient toutes les fibres. La seconde catégorie contient les modèles multi-fils, qui passent à un niveau de détails supérieur en représentant le toron par un ensemble de fils.

2.2.1 Modèles curvilignes

Ces modèles sont définis par le chemin des lignes moyennes des torons (voir section 1.2.2.a), auxquelles sont affectées une ou plusieurs sections transverses (voir ci-dessous).

2.2.1.a Notions de section transverse d'un toron, d'interpénétrations entre torons, et de cohérence d'un modèle géométrique

La surface résultante de la coupe plane et perpendiculaire à la tangente en un point de la ligne moyenne d'un toron est appelée *section transverse*. Elle définit la morphologie du toron, en évoluant le long de la ligne moyenne au gré de la réorganisation des fibres provoquée par les entrelacements et les sollicitations. Au départ, sa forme et ses dimensions dépendent principalement du nombre et du diamètre des fibres dans le toron. Les exemples de section transverse continue et idéale de toron les plus couramment rencontrés sont représentés sur la Figure 2.1.



Figure 2.1 : sections transverses idéales de toron

Idéalement, pour être fidèle à la réalité, la surface de chaque toron épouse parfaitement celle du toron qu'elle croise. Cependant, en fonction des hypothèses réalisées au niveau du modèle, il arrive qu'une partie de la géométrie d'un toron pénètre dans celle d'un autre toron. On parle alors d'*interpénétrations* entre torons. De plus, dans ce manuscrit, la notion de *cohérence* d'un modèle géométrique, quoique subjective, sera utilisée pour caractériser la proximité d'un modèle avec le cas idéal. Ainsi, on dira qu'un modèle géométrique est cohérent lorsqu'il ne présente pas d'interpénétrations, et que les torons sont en contact lorsqu'ils se croisent.

2.2.1.b Modèle de barres articulées

L'un des premiers modèles mésoscopiques de tissus secs est un modèle de taffetas développé par [Kawabata 1989; Kawabata *et al.* 1973]. Le tissu, représenté sur la Figure 2.2, est modélisé par des barres articulées dont le comportement en traction est celui des torons seuls. Une loi identifiée sur une courbe de traction bi-axiale relie les déplacements selon l'axe X_3 des points A et B permettant de simuler l'écrasement transverses des torons. Cependant, il présente deux inconvénients majeurs : le chemin des torons est trop simplifié pour correctement représenter un toron fortement ondulé, et il n'est pas géométriquement cohérent en 3D, rendant impossible la construction d'un modèle adapté pour les composites tissés. En effet, les segments de torons étant rectilignes, des interpénétrations apparaissent au niveau des zones de croisement lorsque l'on affecte une section transverse aux torons.

2.2.1.c Modèles 2D à section transverse constante

Les premiers travaux dans ce domaine sont à attribuer à [Peirce 1937]. Il proposa un modèle bidimensionnel représentant la section transverse des torons par un disque, et la ligne moyenne par un enchaînement de lignes droites et d'arcs de cercles, voir Figure 2.3a. Les arcs de cercle sont tangents aux sections transverses et permettent à la ligne moyenne d'un toron d'être en contact parfait avec les sections transverses des torons qu'il croise. Pierce a ensuite étendu ce modèle aux sections transverses elliptiques afin de mieux représenter la géométrie des torons. [Kemp 1958] a apporté par la suite une nouvelle amélioration en représentant la section transverse par une forme en circuit, ce qui facilite le calcul du chemin moyen tout en préservant un contact parfait entre torons, voir Figure 2.3b.

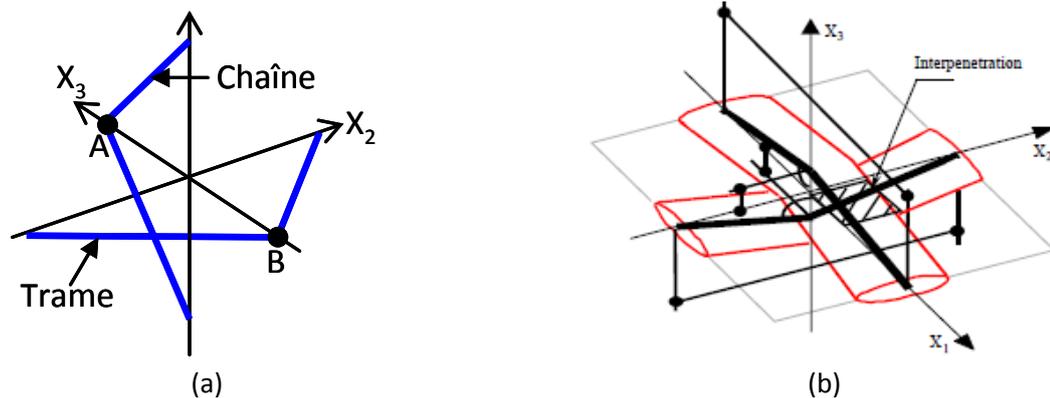


Figure 2.2 : (a) représentation d'un taffetas par des barres articulées ; (b) interpénétration entre torons

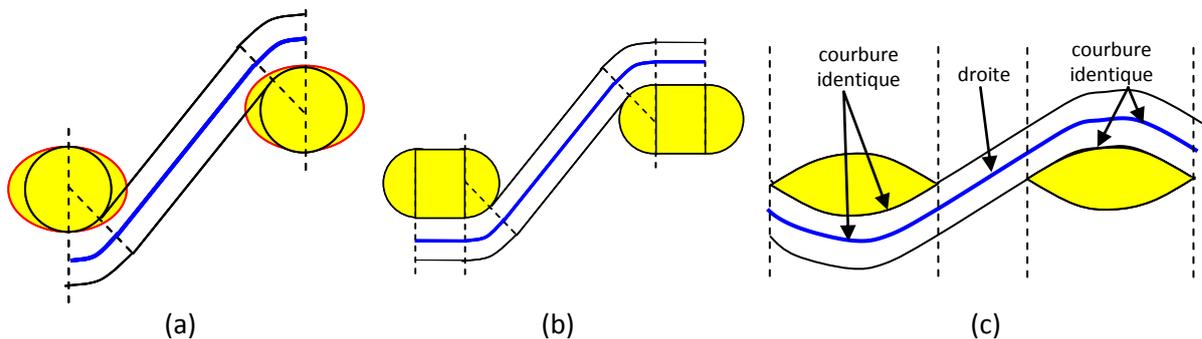


Figure 2.3 : modèles curvilignes à section constante (a) circulaire ou elliptique, (b) en circuit, (c) décomposée en deux parties jointes à leurs extrémités

L'inconvénient des formes précédentes est qu'elles s'éloignent des courbures réelles des sections transverses observées expérimentalement. Afin de s'en approcher, plusieurs autres modèles de sections transverses ont été utilisés, reposant sur une décomposition en deux parties de la section, la partie supérieure et la partie inférieure, qui se rejoignent à leurs extrémités. La courbure des contours des sections créées de cette façon a une continuité C^0 . Ainsi, [Hearle et Shanahan 1978] ont proposé une forme de section lenticulaire, composition de deux arcs de cercle, qui représente plus fidèlement les géométries des torons, et des sections sinusoïdales sont utilisées par [Naik et Ganesh 1995]. Dans les deux cas, la courbure des parties en contact de la section transverse est identique à celle des chemins moyens des torons qu'elle croise, comme montré sur la Figure 2.3c. La rigidité de flexion des torons est généralement négligée, et les différentes courbes de la ligne moyenne des torons sont jointes par des segments de droites. [Searles *et al.* 2001] ont proposé une approche plus générale. Des points appartenant au contour des sections transverses ainsi qu'à la ligne moyenne des torons sont tout d'abord identifiés par une observation microscopique d'une coupe du composite. Ils sont ensuite joints par une interpolation polynomiale de degré trois. De cette façon, le contour des sections transverses et la ligne moyenne des torons sont représentés par une spline cubique de

continuité C^2 . Bien que cette approche assure une meilleure cohérence avec les géométries réelles obtenues après mise en forme du renfort, elle requiert un nombre important de paramètres obtenus par observation du composite fini, limitant son utilisation pour des études paramétriques.

2.2.1.d Modèles 3D à section transverse constante

Une part très importante des modèles tridimensionnels utilisés dans la littérature dérive des modèles bidimensionnels précédents, comme par exemple [Glaessgen *et al.* 1996; Woo et Whitcomb 1997; Scida *et al.* 1998; Wentorf *et al.* 1999; Angioni *et al.* 2011; Lapeyronnie *et al.* 2011]. Cependant, leur passage en trois dimensions présente quelque fois des problèmes de cohérence géométrique. En effet, des interpénétrations peuvent apparaître au niveau des zones de contact, bloquant toute exploitation du modèle par une méthode EF (problème de maillage expliqué plus en détail dans la section 2.4.2). Seuls les modèles à section transverse constante dont le contour est séparable en une partie supérieure et une partie inférieure jointes à leurs extrémités, comme par exemple la section lenticulaire (voir la Figure 2.1 ou 2.3c), permettent la génération d'interfaces cohérentes entre torons. Une solution a été apportée par [Dasgupta et Agarwal 1992], qui imposèrent un espace entre les torons au niveau des zones de croisement afin d'éliminer toute interpénétration et permettant l'exploitation de modèles géométriques plus rapide à construire. Cependant, appliquée à une méthode EF sur des géométries de composites tissés, cette alternative a une influence sur les propriétés du matériau selon [Thom 1999]. [Whitcomb 1991] a montré qu'elle crée un champ de déformation non uniforme dans la fine couche de matrice située entre les torons. Quoiqu'il en soit, cette solution est utilisée dans de nombreux modèles numériques de génération de géométrie tridimensionnelle de tissu, car allège grandement leur identification et permet leur automatisation.

Les premiers modèles géométriques automatiques, capable de générer une large gamme d'architectures textiles allant des tissus 2D et 3D aux tricotés, ont été développés par [Adanur et Liao 1998]. Ces modélisations reposent sur une technique numérique appelée 3D CAGD (Computer Aided Geometric Design) développée par [Snyder 1992]. La ligne moyenne d'un toron est représentée dans l'espace réel, voir Figure 2.4a. Un repère local N-T-B est défini en chaque point P de la ligne moyenne, dans lequel la géométrie locale de la section transverse est décrite à travers deux fonctions g_1 et g_2 . Un échantillonnage identique pour toutes les sections transverses permet la construction de polygones par interpolation linéaire entre chaque section, définissant un maillage de la surface des torons comme montré sur les Figure 2.4b et c. Bien que Adanur et Liao aient utilisé des sections transverses circulaires ou elliptiques afin de simplifier la construction des architectures tissées, leur méthodologie peut s'appliquer à tout type de forme de sections, pour peu que le chemin moyen des torons soit adapté à la nouvelle géométrie. Cependant, aucune prise en compte de la déformation des torons n'est ici possible. Toutefois, la stratégie de construction de ces modèles ont été une source d'inspiration pour les travaux de [Sherburn 2007a] sur TexGen (présenté par la suite), ainsi que pour les travaux effectués dans le cadre de cette étude au niveau de la modélisation géométrique, qui seront présentés dans le Chapitre 3 de ce manuscrit.

[Couegnat 2008] a proposé par la suite le modèle Gentex, générant de façon automatique de nombreux types d'architectures différentes en deux étapes, illustrées par la Figure 2.5. Le tissu est tout d'abord représenté avec des chemins moyens de trame rectilignes comme montré sur la Figure 2.5a, puis un principe de minimisation de l'énergie de flexion des torons est appliqué pour obtenir le tissu final, voir Figure 2.5b. De cette façon, la topologie du tissu peut être décrite par un jeu de paramètres épuré. Le modèle fournit en sortie autant de tableaux de points qu'il y a de torons, contenant un échantillonnage de leur ligne moyenne. Notons qu'un espace paramétrable entre torons est imposé, que la section transverse des torons est supposée elliptique et que toutes les configurations initiales de positions de trames ne sont pas possibles.

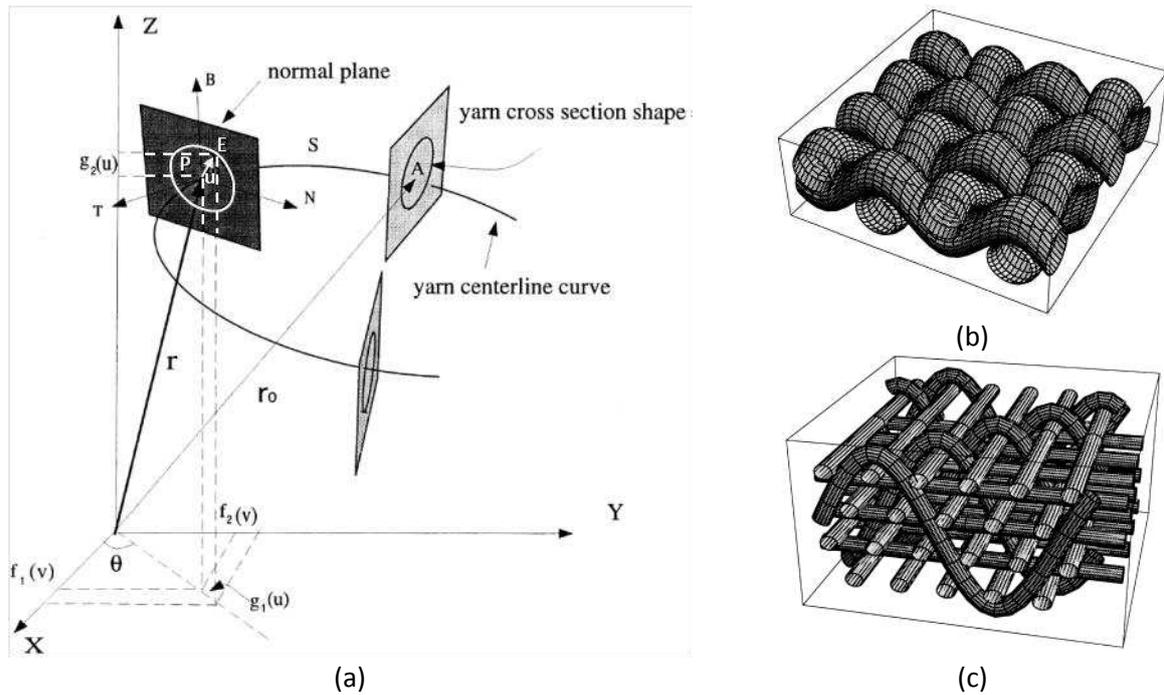


Figure 2.4 : (a) repère global du tissu et repère local N-T-B en chaque point P de la ligne moyenne d'un toron, (b) tissu 2D taffetas et (c) tissu 3D orthogonal réalisés par [Adanur et Liao 1998]

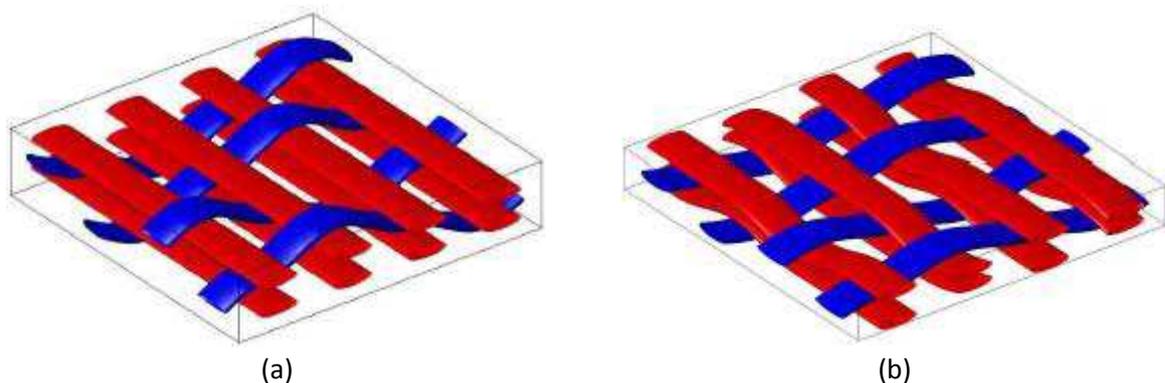


Figure 2.5 : géométrie (a) initiale, (b) finale d'un renfort tissé générée par le modèle Gentex [Couegnat 2008]

2.2.1.e Modèles 3D à section transverse variable

Dans la réalité, les torons n'ont pas une section constante. Effectuer cette hypothèse simplifie le problème géométrique mais limite fortement le taux de fibres maximal que le modèle peut supporter sans interpénétrations. Afin de lever cette hypothèse, [Hofstee et van Keulen 2001] ont proposé un modèle géométrique à section transverse variable, au sein duquel la position de chaque fibre est connue. Pour cela, les torons sont construits en plusieurs étapes. Tout d'abord, le plan moyen de chaque toron est créé. Il s'agit du plan constitué des points situés à mi-distance des surfaces supérieure et inférieure du toron. Ce plan moyen est construit dans l'espace par une fonction distribuant sa hauteur par rapport au plan moyen du tissu. Ensuite, la surface supérieure et la surface inférieure de chaque toron sont construites symétriquement par des fonctions distribuant leur hauteur par rapport au plan moyen du toron. Le positionnement des fibres dans le toron est fait grâce à une fonction distribuant leur position dans chaque section transverse d'un toron par rapport à son plan moyen. Cette méthodologie permet la construction de géométrie de tissu à section transverse variable, voir Figure 2.6, capable de prendre en compte la tension des torons ou de cisailer le tissu, mais ne fonctionne plus lorsque le plan moyen des torons s'éloigne trop du plan moyen du tissu. De plus, la tangence des torons dans les zones de contact n'est pas assurée.

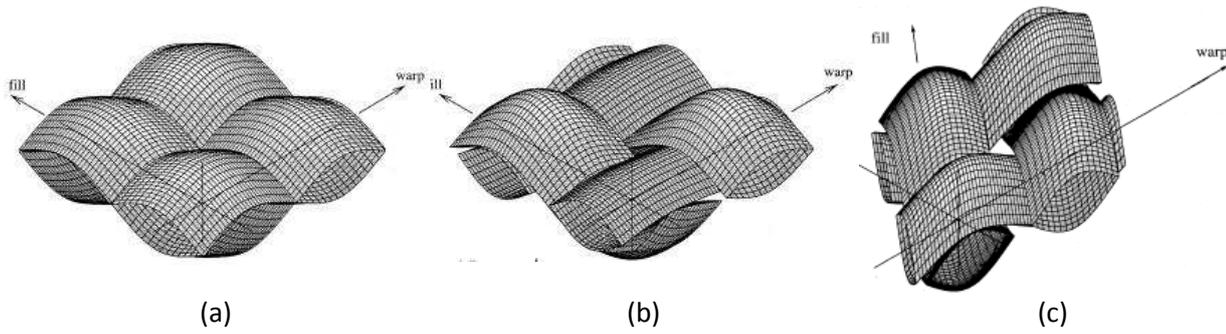


Figure 2.6 : (a) géométrie initiale d'un taffetas, (b) prise en compte de la tension des chaînes, (c) cisaillement de la géométrie de taffetas [Hofstee et van Keulen 2001]

La non tangence entre torons est devenue de plus en plus problématique avec l'avancée des méthodes numériques basées sur une approche par EF. Ainsi, [Kuhn et Charalambides 1999] ont proposé l'un des premiers modèles curvilignes cohérents à section transversale variable, présenté sur la Figure 2.7. Les chemins moyens sont composés de sinusoides et de segments droits, et dans les zones de croisement, chaque toron a une section transversale constante adaptée au chemin du toron qu'il croise. Ainsi, sur la Figure 2.7a, la zone *cghd* du toron #1 est formée par le balayage de la section II (Figure 2.7b), alors que la zone *ejkf* est formée par le balayage de la section III. Les zones de pont entre deux zones de croisement permettent de passer d'une forme de section à une autre par une interpolation linéaire qui s'effectue en deux temps. Reprenons l'exemple illustré par la Figure 2.7a. La zone *dhje* est une zone de pont, dont la première moitié, délimitée entre l'axe *dh* et l'axe A-A, est formée par l'interpolation linéaire entre la section II (en *dh*) et la section I (en A-A, voire Figure 2.7b). La seconde moitié passe de la section I à la section III (en *ej*). La section transversale I est ainsi une section intermédiaire assurant un passage plus cohérent entre deux sections transverses de zones de croisement.

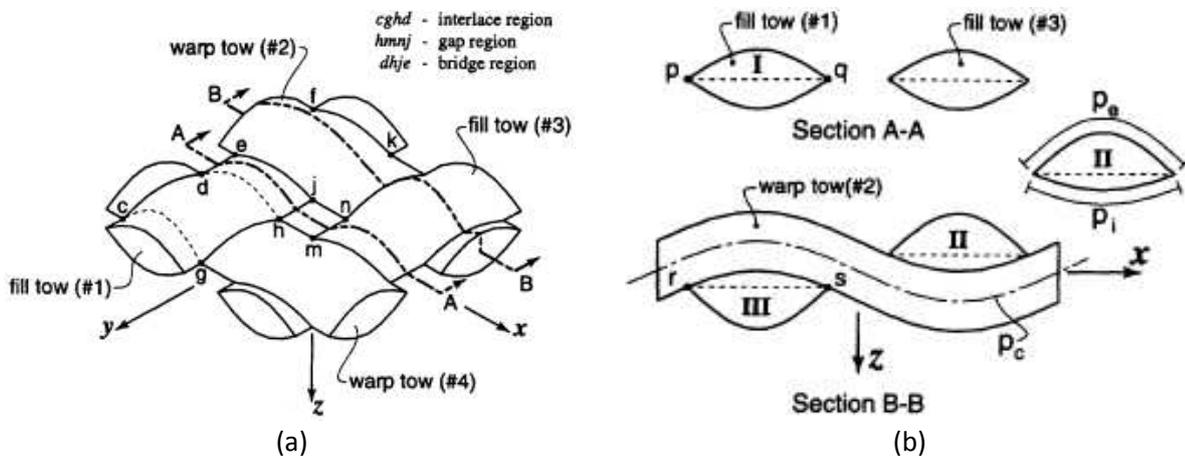


Figure 2.7 : (a) modèle géométrique de taffetas à section transversale variable et sans espace entre torons, (b) sections A-A et B-B.

Le modèle de Kuhn et Charalambides se restreint aux taffetas équilibré non hybrides, et l'amplitude des sinusoides libres (p_e sur la Figure 2.7b) est supposée supérieure à celle des sinusoides de contact (p_i). Hors, [Hivet et Boisse 2005] ont réalisés des micrographies qui montrent que cette hypothèse est parfois fausse. Partant de ce constat, ils ont proposé un nouveau modèle cohérent s'appliquant sur toutes architectures de tissu 2D [Hivet 2003; Hivet et Boisse 2005]. Un exemple de chemin moyen est montré sur la Figure 2.8a. Les chemins des torons, sont une composition de paraboles pour les zones courbées (p_{110} et p_{120}), et de segments de droites (d_{110} , d_{120} et d_{130}). La grande complexité des géométries de tissu hors taffetas est la dissymétrie des zones de contact, que la forme des sections doit prendre en compte. Pour cela, différents modèles de sections

transverses ont été développés, voir Figure 2.8b, c et d. Elles sont principalement composées de paraboles identiques à celles des parties courbées des chemins moyens des torons avec lesquelles elles sont en contact, afin d'assurer la cohérence du modèle. Les pointes de sections peuvent être coupées par des segments de droites, permettant au modèle de s'adapter plus justement aux formes réelles de sections observées expérimentalement.

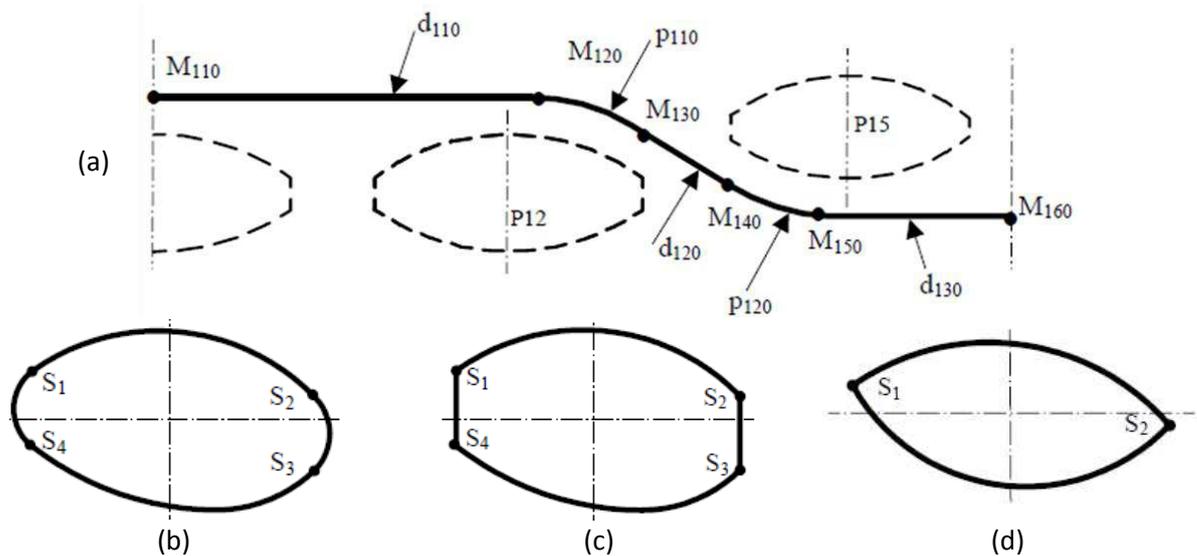


Figure 2.8 : (a) chemin moyen de toron du modèle géométrique cohérent proposé par [Hivet 2003], (b) modèle de section dissymétrique composé de quatre paraboles, (c) de deux paraboles et de deux segments de droites, (d) de deux paraboles

De nombreux modèles géométriques curvilignes à section variable pourraient encore être évoqués ici. L'un d'entre eux, développé par [Stig et Hallström 2012b], propose une approche originale de la construction géométrique d'un renfort tissé. En utilisant le modèle TexGen, présenté dans la section 2.2.1.f, une première architecture tissée rudimentaire, représentée sur la Figure 2.9a, est réalisée, où les torons ont volontairement une section transversale constante et circulaire dont le diamètre est suffisamment petit pour qu'ils ne soient pas en contact. Dans un second temps, les torons sont convertis en tubes dilatables avec des propriétés anisotropes, voir Figure 2.9b. Lors d'un calcul EF explicite mené avec le logiciel commercial Abaqus, une pression est ensuite appliquée sur la paroi intérieure des tubes, de façon à les dilater jusqu'à atteindre la fraction volumique de fibres ciblée, comme montré sur la Figure 2.9c. Le contact est pris en compte, et un léger espace est assuré entre les torons, grâce à l'introduction d'une distance de pénalité entre torons, afin de faciliter le maillage du composite complet, voir section 2.4.3. Les torons obtenus ont une section transversale variable. La méthode a été validée par une comparaison avec des observations microscopiques [Stig et Hallström 2012a].

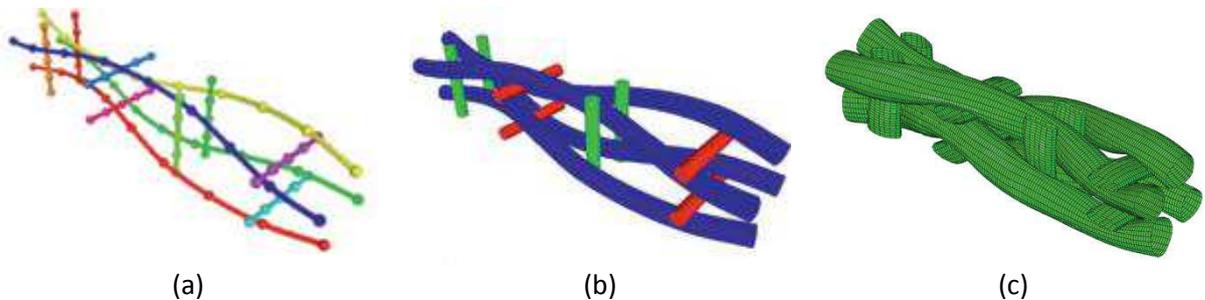


Figure 2.9 : (a) architecture tissée rudimentaire, (b) tissu composé de tubes dilatables, (c) géométrie obtenue après dilatation des tubes [Stig et Hallström 2012b]

2.2.1.f Modèles devenus un logiciel de modélisation géométrique

TexGen

TexGen est un logiciel de génération automatique d'architecture tissée de l'Université de Nottingham dont l'objectif premier était de séparer la modélisation géométrique des prévisions de propriétés matériaux. Il a été créé à l'origine par Souter [Robitaille *et al.* 1998] sur la base des travaux de Robitaille *et al.* [Robitaille *et al.* 1998; Robitaille *et al.* 1999; Robitaille *et al.* 2000; Robitaille *et al.* 2002]. Son développement a ensuite été poursuivi et étendu par Sherburn [Sherburn 2007a]. Il est capable de modéliser tout type de tissu 2D et 3D, voir Figure 2.10, de tressés 2D et de préformes UD cousues. Les sections transverses d'un toron peuvent varier le long de son chemin moyen, et la surface des torons est obtenue par interpolation successive entre section transversale, comme montré sur la Figure 2.10c. La méthodologie appliquée s'inspire des travaux de [Adanur et Liao 1998], présentés précédemment de façon succincte. Elle lui donne la possibilité de représenter la géométrie du tissu réel dans le composite après mise en forme, obtenu par exemple par observation microscopique ou par tomographie. Cependant, chaque section doit être modélisée de façon indépendante, limitant cet aspect de son utilisation. De plus, la tangence entre torons n'est pas assurée et bien que des interpénétrations apparaissent dans le cas des préformes 3D, elles ne sont pas corrigées compliquant l'exploitation du modèle par une analyse EF. Une distance entre toron est ici aussi la solution utilisée. Cependant, son aspect pratique a été très nettement amélioré par Sherburn. On peut noter que le logiciel est multiplateforme, fonctionnant autant sur Windows que sur Linux, et est surtout gratuit et libre en téléchargement [Sherburn 2007b]. De plus, une interface pratique a été implémentée, permettant la génération d'un script Python modifiable par la suite, et il est possible d'exporter les géométries dans un format IGES ou STEP.

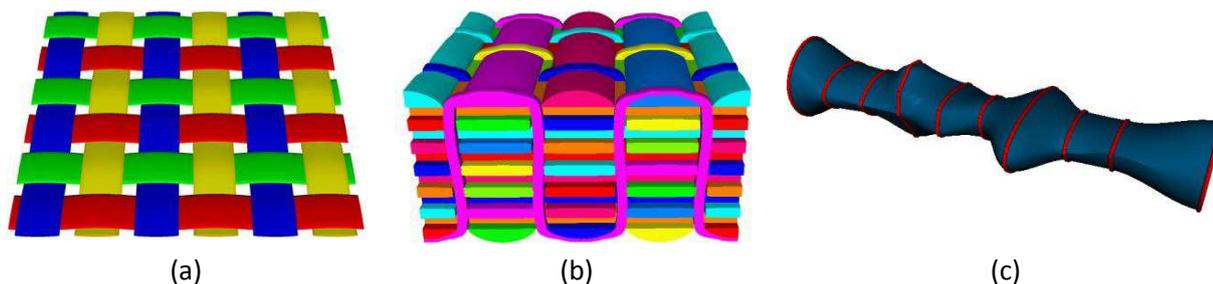


Figure 2.10 : géométries obtenues avec TexGen [Sherburn 2007a], (a) tissu 2D taffetas, (b) tissu 3D, (c) toron à section transversale variable

Wisetex

Il est certainement le modèle géométrique d'architectures tissées le plus connu et le plus abouti. Ce logiciel a été développé à l'Université Catholique de Louvain par Lomov et Verpoest [Lomov *et al.* 2000; Lomov et Verpoest 2000; Lomov et Verpoest 2006; Lomov *et al.* 2007]. Il permet de modéliser la géométrie d'une très grande variété de tissus 2D et 3D, de tressés 2D et de préformes UD cousues, dans un état relâché, en compression, traction ou cisaillement. Les avantages de WiseTex sont nombreux. L'avancée la plus significative est la prise en compte des phénomènes de traction, compression, flexion, torsion des torons ainsi que les frottements entre fibres. En effet, la géométrie initiale est calculée grâce à plusieurs modèles analytiques cherchant à minimiser l'énergie de déformation du tissu. En contrepartie, ce modèle nécessite des données expérimentales sur le comportement en traction longitudinale, compression transversale, flexion et torsion des torons, qui peuvent être difficiles à obtenir. De plus, bien que les sections transversales puissent varier le long des torons, elles sont supposées symétriques, hypothèse fautive dans de nombreuses configurations [Hivet et Boisse 2005]. Enfin, le modèle ne garantit pas la non interpénétration des torons. Notons qu'un espace entre torons peut être inséré, afin de les limiter. Wisetex a donné suite au fil des ans à une famille nombreuses de logiciels, présentée dans [Verpoest et Lomov 2005], permettant de le compléter. Nous pouvons citer FETex qui assure l'exportation des géométries WiseTex dans le logiciel

de calcul EF ANSYS, MeshTex et le logiciel SACOM FE qui permettent respectivement de réaliser le maillage EF puis l'analyse des géométries, TexComp qui est utilisé pour la prédiction des rigidités homogènes d'une cellule de composite à renfort tissé par une méthode analytique, ou encore FlowTex et Celper qui servent à effectuer des calculs numériques de perméabilité, et enfin VRTex qui facilite la visualisation des géométries WiseTex dans un format VRML.

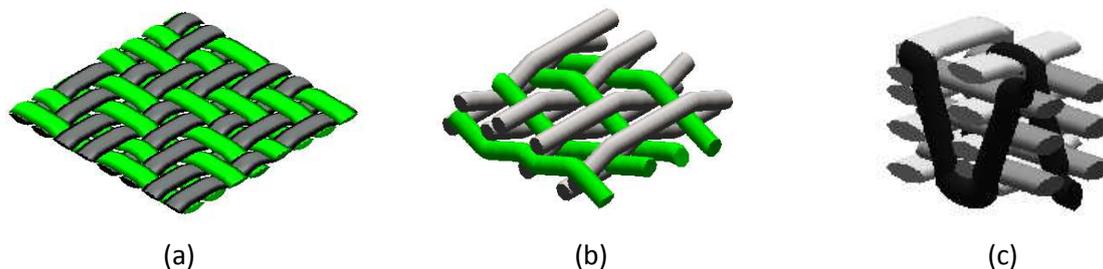


Figure 2.11 : géométries de tissus réalisées avec le modèle Wisetex [Lomov 2004] : (a) tissu aléatoire 2D, (b) tissu interlock, (c) tissu 3D

2.2.1.g Bilan sur les modèles mésoscopiques curvilignes

La catégorie des modèles curvilignes repose sur une hypothèse forte, qui est la représentation des torons en un volume homogène. Ainsi, le point commun entre tous ces modèles est la nécessité de définir dans une première étape les chemins des lignes moyennes, qui permettent de construire l'architecture du tissu. A partir de cette base, les modèles les plus simples vont balayer une section transverse constante le long des lignes moyennes, comme le modèle Gentex, tandis que les modèles les plus fidèles à la réalité font évoluer la section transverse le long du toron, comme le modèle Hivet et Boisse. La bonne gestion des zones de contact est le principal point dur rencontré par les modèles curvilignes. De ce fait, bien que plusieurs d'entre eux peuvent maintenant réaliser des architectures complexes, comme par exemple les modèles Texgen ou Wisetex, la génération de géométries cohérentes reste limitée aux tissus 2D. De plus, aucun modèle curviligne n'est actuellement capable de prévoir et de prendre en compte la déformation du tissu de manière automatique (Texgen pourrait par exemple prendre en compte la déformation du renfort pour peu qu'on lui donne la forme des sections transverses le long des lignes moyennes, ce qui demande un important travail amont).

2.2.2 Modèles multi-fils

2.2.2.a Présentation des modèles multi-fils

Dans les modèles présentés précédemment, les torons sont idéalisés en un volume homogène, afin d'être capable de réaliser des calculs analytiques ou numériques avec des coûts de calcul raisonnables. Mais avec l'amélioration des capacités de calcul au fil des années, quelques auteurs ont voulu lever cette simplification afin d'accéder à un niveau de détail supérieur. Ainsi les fibres constituant les torons sont explicitement représentées, et une physique leur est attribuée pour simuler la friction et le placement des unes par rapport aux autres.

Les premiers travaux allant dans ce sens sont ceux de [Wang et Sun 2001], qui ont représenté chaque toron d'un tissu comme un enchaînement de barres indéformables munie d'un comportement en traction uniquement reliées librement entre elles pour former une chaîne sans aucune rigidité de flexion. Lorsque les barres ont une longueur tendant vers zéro, le toron a le comportement d'une fibre dont la rigidité longitudinale est celle donnée aux barres. Un algorithme de contact gère les interpénétrations entre torons. L'inconvénient de cette méthode est qu'elle suppose que les torons ont une section transverse constante et circulaire. C'est pourquoi [Zhou *et al.* 2004; Miao *et al.* 2008] ont étendu cette approche en considérant chaque toron comme un

ensemble de fibres où chacune d'entre elles est modélisée par une chaîne de barres articulées. Le contact entre fibres se résume à un contact entre nœuds, situés aux articulations entre les barres. Un élément de contact est inséré entre deux nœuds lorsque leur distance l'une de l'autre est inférieure au diamètre d'une fibre, permettant de simuler le frottement des fibres au sein du toron et au niveau des zones de croisement, de façon à donner au tissu un comportement plus physique.

[Durville 2010] a lui aussi développé un modèle basé sur une approche multi-fils. Chaque fibre d'un toron est représentée par un modèle de poutre enrichi prenant en compte la déformation des fibres dans le plan de la section transversale. Un algorithme permet de détecter les fibres en contact pour ensuite insérer des éléments de contact permettant de simuler le frottement entre fibres. L'un des avantages de ce modèle est la possibilité de préciser quelles fibres sont placées au dessus ou en dessous des autres. De cette façon, aucune hypothèse sur la forme des sections transverses des torons du tissu fini n'est nécessaire. En effet, il est possible de créer la configuration initiale du tissu, présentée sur la Figure 2.12a, et d'obtenir la géométrie du tissu fini par simulation. Les Figure 2.12b et c montrent la géométrie obtenue à partir de la même configuration initiale, en ayant simplement précisé des configurations différentes de placement relatif de fibres dans l'épaisseur. Les sections transverses de torons s'adaptent localement au tissage et sont bien différentes dans les deux cas présentés. De nombreuses autres applications sont possibles : prévision de la déformation en cisaillement de tissu, identification de lois de comportement de toron sec, simulation d'un essai de traction biaxiale, etc. Cependant, le coût de calcul associé à de telles approches reste élevé limitant leur utilisation. En effet, plus les fibres sont nombreuses, plus le calcul est long et force l'utilisateur à considérer non pas toutes les fibres d'un toron mais un ensemble plus restreint de fils. Par exemple, la simulation présentée sur la Figure 2.12 est composée de 384 fils au total.

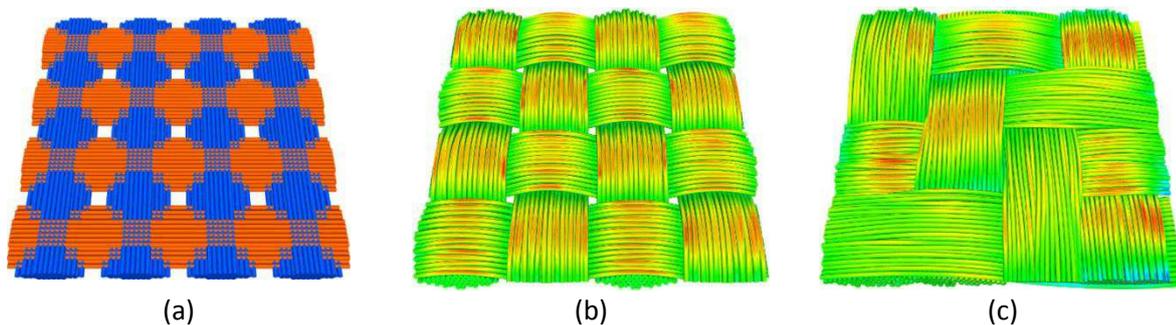


Figure 2.12 : obtention de la géométrie d'un tissu par simulation avec l'approche proposée par [Durville 2010], (a) configuration initiale du tissu, les torons s'interpénètrent et sont situés dans un même plan, (b) configuration après simulation dans le cas d'un taffetas, (c) configuration après simulation dans le cas d'un sergé de 2

2.2.2.b Bilan sur les modèles mésoscopiques multi-fils

La catégorie des modèles multi-fils présente un nombre de modèles beaucoup plus faible que la catégorie des modèles curvilignes. Et pour cause, la complexité induite par la prise en compte des milliers de fils introduit des coûts de calcul si importants, principalement dus à la gestion du contact, que leur application est rapidement limitée par les capacités des machines actuelles. Les avantages de ce type de modèle sont nombreux : excellente représentativité des géométries de torons (cohérence, déformation le long du toron en fonction de l'architecture), prise en compte de la nature discontinue des torons, prise en compte du frottement entre fibres, etc. Ces points forts permettent de donner au tissu un comportement plus physique et plus proche de la réalité, et leur application pour l'étude du comportement des tissus secs est prometteuse, par exemple pour l'identification de loi de comportement de toron. Toutefois, leur applicabilité à la modélisation des composites tissés reste à démontrer, et l'on peut d'ores et déjà sentir que la présence de milliers de fibres sera un point dur pour la génération d'un maillage EF.

2.2.3 Bilan sur les modèles géométriques mésoscopiques de tissu sec

L'objectif de cette partie 2.2 était de présenter les différents types de modélisation géométrique à l'échelle mésoscopique que l'on peut retrouver dans la littérature, et d'en dégager une stratégie de création d'une CER de CMO tissé dont le renfort est déformé.

Les bilans sur les modèles curvilignes et multi-fils, établis à la fin des sections 2.2.1 et 2.2.2, permettent de constater que, par rapport aux modèles mésoscopiques multi-fils, les modèles mésoscopiques curvilignes sont ceux dont l'adaptation au cas des composites tissés est la plus simple, et a déjà été établie dans plusieurs études [Couegnat 2008; Melro *et al.* 2012; Piezel *et al.* 2012]. A partir de ce type de modèle, l'état de l'art réalisé dans cette partie montre que si l'on souhaite prendre en compte la déformation du renfort, il faut :

- développer ou améliorer un modèle géométrique, ce qui s'annonce particulièrement difficile lorsque l'on constate les difficultés rencontrées par l'ensemble de la communauté lorsqu'il s'agit de gérer les contacts entre torons tout en les déformant.
- utiliser un modèle géométrique existant, et déformer ensuite la géométrie du renfort.

La deuxième possibilité paraît plus simple à mettre en œuvre, et a donc été choisie pour ce travail de thèse. Finalement, une stratégie de création d'une CER de CMO tissé se dégage, consistant en une approche en trois étapes : (i) la génération de la géométrie du tissu non déformée, puis (ii) la simulation numérique de sa déformation, et enfin la (iii) construction de la CER de composite. Ainsi, les deux parties suivantes établissent l'état de l'art de la simulation EF de la déformation d'un tissu sec à l'échelle mésoscopique à partir d'un modèle curviligne (partie 2.3), et de la création d'une CER de CMO tissé (partie 2.4).

2.3 Déformation d'une géométrie mésoscopique de tissu sec par simulation EF

La section 2.3.1 présente les principaux modes de déformations d'un tissu sec, subit lors de la fabrication d'une pièce en CMO tissé, puis un point sur la simulation par la méthode des EF de ces différents modes de déformation est effectué dans la section 2.3.2.

2.3.1 Principaux modes de déformation d'un renfort tissé générés lors de la fabrication du composite

2.3.1.a Tension des torons lors du tissage : traction uniaxiale

Les torons d'un tissu sont soumis, lors du procédé de tissage, à une tension correspondant à une traction uniaxiale, qui entraîne une déformation de la géométrie finale du renfort. La déformation du tissu peut être très importante, et fait partie intégrante du procédé de fabrication (et d'optimisation) d'un CMO tissé : l'ondulation des torons peut être volontairement augmentée ou diminuée par l'opérateur (pour peu que l'équipement du métier à tisser le permette) de façon à jouer sur les propriétés mécaniques du composite [Bateup *et al.* 2006]. L'influence de la tension des torons durant le tissage sur la géométrie du renfort a été particulièrement bien montrée par [Lapeyronnie *et al.* 2011]. Ils ont élaborés des plaques de composite à renfort interlock en fibre de carbone, réalisés avec une machine de tissage dont l'une des particularités est de pouvoir contrôler la tension des chaînes lors de la conception. La Figure 2.13a montre une coupe de l'une des éprouvettes, où une faible tension a été appliquée dans les torons de chaîne lors du tissage du renfort. Dans ce cas, les torons de trame sont droits et les torons de chaîne ondulent. La Figure 2.13b présente une coupe de

composite où les torons ont été maintenus. Les résultats sont spectaculaires : les chaînes sont maintenant les torons droits, alors que les torons de trame sont contraints d'onduler.

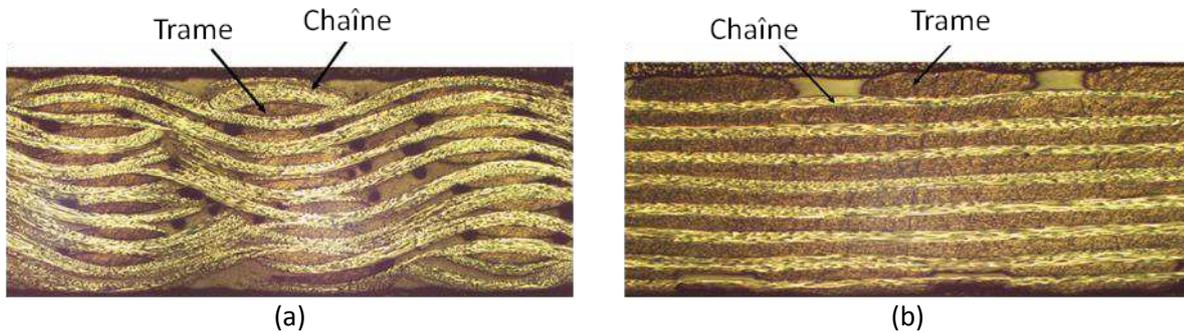


Figure 2.13 : composite à renfort tissé interlock (a) sans système de tension des chaînes pendant le tissage, (b) avec système de tension des chaînes pendant le tissage [Lapeyronnie *et al.* 2011]

2.3.1.b Mise en forme du renfort : flexion et cisaillement plan

En fonction de la forme de la pièce, le tissu peut fléchir et/ou se cisailler, comme le montre la photo de la Figure 2.14. Localement, à l'échelle mésoscopique, les directions des chaînes et des trames sont modifiées, ce qui influence naturellement sur l'imprégnation de la résine dans le tissu [Laine 2008; Loix *et al.* 2008], et sur les propriétés mécaniques du matériau.

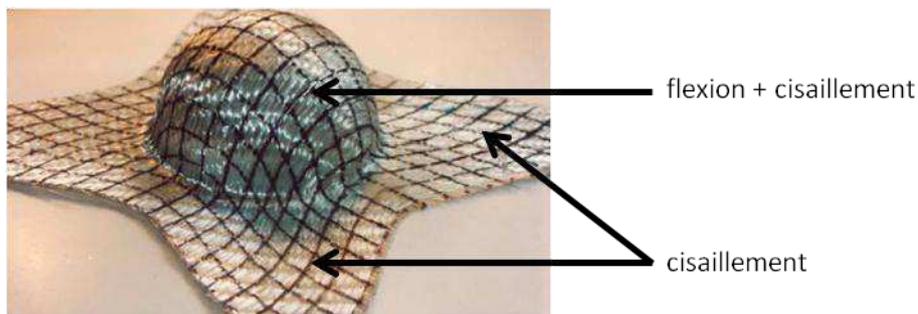


Figure 2.14 : photo d'un tissu sec après emboutissage hémisphérique [Gatouillat 2010]

2.3.1.c Fermeture du moule avant injection : compaction du tissu, et imbrication des plis

Une fois placé dans le moule avant infiltration de la résine, le tissu est compacté pour lui donner son épaisseur finale. La compaction du renfort modifie sa géométrie, en jouant sur la forme des sections transverses des torons, et par conséquent sur l'ondulation des torons et les fractions volumiques des fibres [Chen et Chou 1999; Chen et Chou 2000]. [Potluri et Sagar 2008] ont étudié le processus de compaction du tissu en mettant en place des méthodes numériques de prédiction de la variation d'épaisseur d'un renfort pris en sandwich entre deux surfaces planes, représentant les parois du moule, dont le déplacement est soumis à une pression extérieure :

- **Cas d'un renfort monopli**

Le processus de compaction d'un tissu sec monopli est illustré par la Figure 2.15. Ce processus se déroule en trois étapes, décrites par Potluri et Sagar :

- Sous l'influence des contraintes résiduelles dues au tissage du renfort, un espace δ peut exister entre la surface des torons et les parois du moule, comme le montre la Figure 2.15a. Cet espace diminue linéairement en fonction de la pression appliquée. Les torons sont dans ce cas sollicités en flexion et opposent peu de résistance face à ce type de sollicitation.
- Une fois δ nul, le tissu se trouve dans la configuration présentée par la Figure 2.15b. Les parois du moule continuant à se rapprocher, les torons se compactent, et il y a multiplication

progressive des contacts et de la friction entre les fibres expliquant la forme exponentielle que prend l'évolution de l'épaisseur du renfort en fonction de la pression appliquée à ses parois.

- c) Le tissu a atteint une configuration stable schématisée par la Figure 2.15c, où il n'y a plus de déplacements de fibres possibles. Dans ce cas, les fibres travaillent directement en compression transverse dont le comportement pilote la courbe d'évolution de l'épaisseur du renfort.

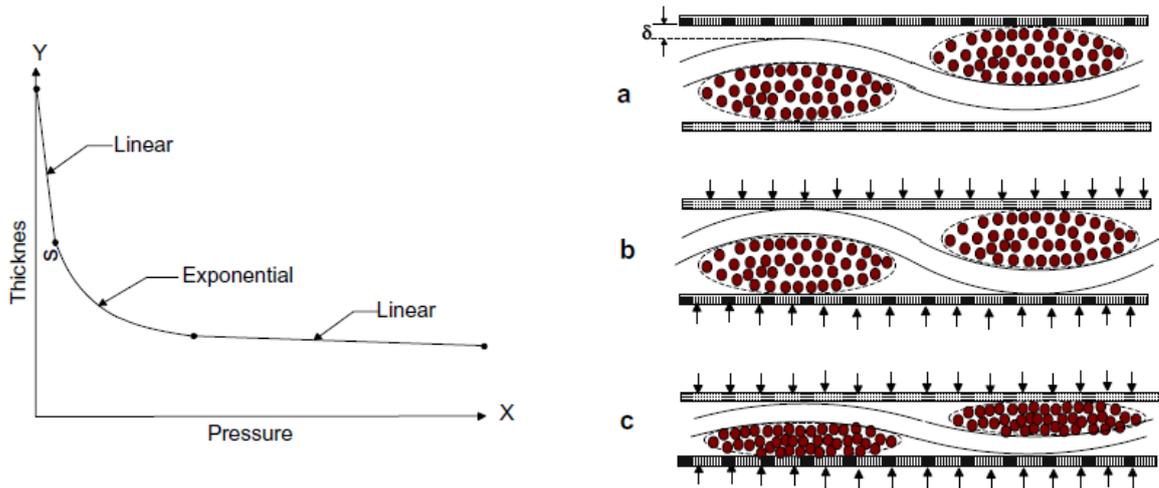


Figure 2.15 : processus de compaction d'un tissu mono pli en trois étapes [Potluri et Sagar 2008]

- **Cas d'un renfort multiplis**

Dans le cas d'un renfort composé d'une stratification de plusieurs plis de tissu, un nouveau phénomène propre aux architectures tissées est à prendre en compte : l'imbrication des plis, plus connu sous son appellation anglophone « nesting ». En effet, les deux surfaces supérieure et inférieure d'un tissu sec ne sont pas planes, et deux tissus empilés l'un sur l'autre peuvent s'emboîter selon différentes configurations. Deux empilements idéaux sont représentés sur la Figure 2.16. A gauche, l'empilement des tissus est obtenu par simple translation verticale d'une couche vers l'autre. La géométrie obtenue ne prend pas en compte l'imbrication des torons. A droite, l'imbrication est maximale. On constate que lorsque l'imbrication des torons est prise en compte, l'épaisseur totale du renfort t_s est inférieure à la somme des épaisseurs t_i de chacun des plis. Ce phénomène s'observe bien dans la réalité, comme le montre la Figure 2.17. Le *facteur d'imbrication* NF (2.1) permet de quantifier le degré d'emboîtement des torons [Potluri et Sagar 2008] :

$$NF = \frac{t_s}{\sum_{i=1}^n t_i} \quad (2.1)$$

où n est le nombre de plis dans le renfort. NF vaut 1 lorsque les plis ne s'emboîtent pas, et est inférieur à 1 sinon. Selon Potluri et Sagar, il est difficile de déterminer le facteur d'imbrication avec précision, d'autant plus que lorsque le tissu est compacté, l'épaisseur totale du renfort diminue mais aussi l'épaisseur de chacun des plis, ce qui demande plusieurs mesures locales complexes à effectuer. Pour le cas d'un empilement de deux plis de tissus 2D, la valeur de ce facteur a été expérimentalement estimée entre 0.80 et 0.85 lorsque le renfort est non compacté, et atteint une valeur comprise entre 0.70 et 0.75 après compaction, montrant que non seulement il dépend de la forme de la section transversale des torons et des distances entre torons, et plus précisément de l'espace vide entre torons, mais aussi de la tension dans les torons et de l'épaisseur finale du composite (donc de la pression exercée par le moule sur l'empilement). Les conclusions de [Chen et Chou 2000; Lomov *et al.* 2003] sont similaires et précisent que l'évolution du facteur d'imbrication en

fonction du nombre de plis dans le renfort semble présenter une asymptote, relativement éloignée de la valeur obtenue dans une configuration d'imbrication maximale (Figure 2.16b).

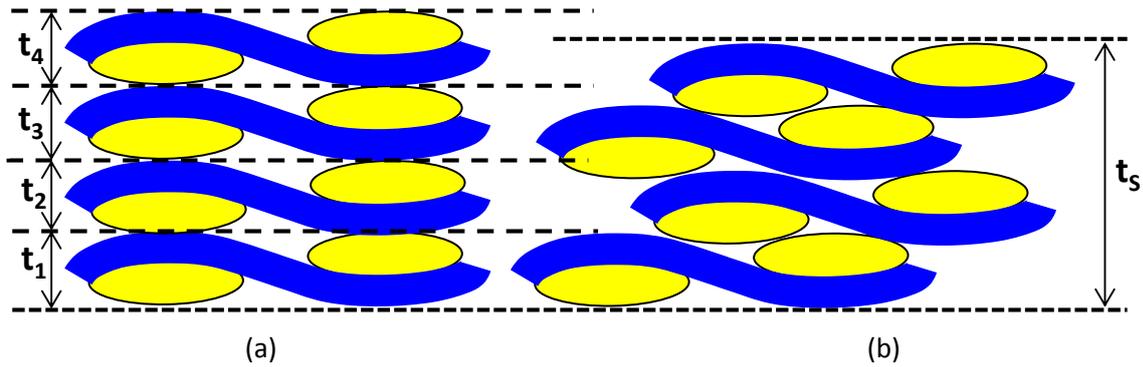


Figure 2.16 : deux configurations idéales d'empilement de quatre taffetas identiques. (a) un empilement sans imbrication de torons ; (b) un empilement avec une imbrication maximale.

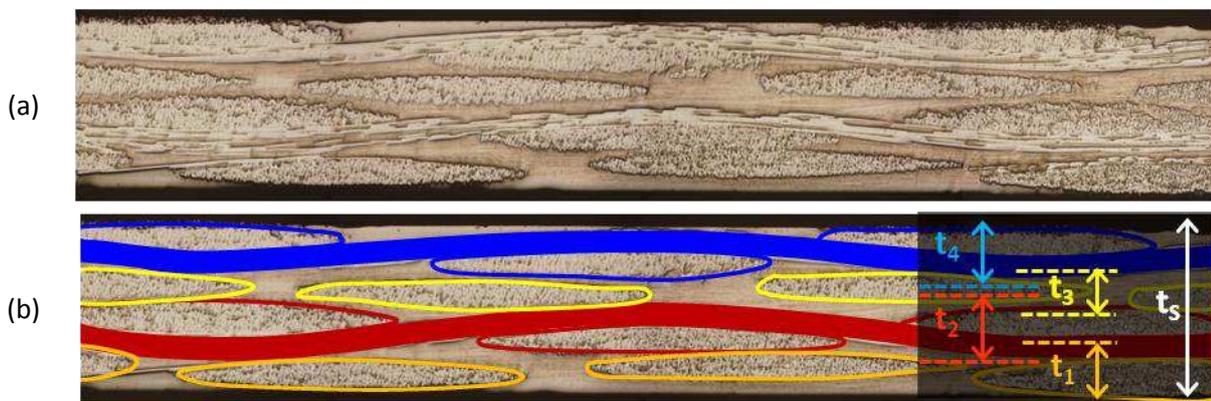


Figure 2.17 : (a) coupe d'un composite fabriqué dans le cadre de cette étude, dont le renfort est un empilement de quatre couches de taffetas à fibre de verre ; (b) chaque toron d'une même couleur appartient à la même couche, l'épaisseur t_i de chaque couche est représentée à droite de l'image

2.3.2 Simulation EF de la déformation d'un motif de tissu sec à l'échelle mésoscopique

A défaut de représenter le tissu sec déformé à l'échelle mésoscopique directement par un modèle géométrique, il est possible de simuler la déformation d'une géométrie idéale par un calcul EF. Selon [Hivet et Boisse 2005], ce dernier point présente de nombreux avantages : une étude de phénomènes locaux peut être réalisée, les variations géométriques peuvent être précisément déterminées, le comportement des zones en contact peut être défini et étudié, tout type de chargement peut être appliqué, et cette technique s'applique à tout modèle géométrique 2D et 3D de tissu. Mais la simulation par EF de la déformation d'un motif de tissu est loin d'être aisée. En effet, une fois le maillage obtenu, les conditions de périodicité appliquées aux contours (ce point sera plus largement détaillé dans le Chapitre 4) et le chargement défini, le principal point dur de toute simulation d'un motif de tissu réside dans le comportement à affecter au toron. En effet, un tissu sec est un matériau non continu, constitué de milliers de fibres dont la cohérence globale est assurée par le tissage. Son comportement est donc celui d'un matériau fibreux, et présente plusieurs aspects spécifiques à prendre en compte :

- la forte anisotropie du toron, les changements d'ondulation ainsi que leur écrasement impliquent une formulation du problème en grandes déformations, où la direction des fibres est actualisée en cours de calcul. Par conséquent, il a été montré qu'une loi hypo-élastique

[Badel *et al.* 2009] ou hyper-élastique [Charmetant *et al.* 2011] pour le matériau est préférable à une loi élastique simple, et certains auteurs ont développés une procédure servant à affecter localement au matériau un repère orienté selon les directions des fibres [Hagège 2004; Badel *et al.* 2008b].

- le comportement longitudinal du toron est entièrement définie par le comportement de la fibre. Pour simplifier, le comportement en traction du toron est régulièrement supposé linéaire élastique dans le sens longitudinal avec un module d'Young obtenu par la loi des mélanges [Lin *et al.* 2008; Gatouillat 2010].
- la rigidité en cisaillement et en flexion d'un toron est principalement gouvernée par le glissement entre les fibres. A la connaissance de l'auteur, il n'existe pas d'essais publiés permettant d'identifier cette donnée. Elle est souvent considérée comme très faible [Boisse *et al.* 2001b].
- le comportement transverse du toron est fortement non linéaire, comme expliqué dans la section 2.3.1.c. Quelques études prennent en compte cet aspect, par le développement de loi de comportement dont les paramètres sont identifiés par méthode inverse à partir d'essais expérimentaux de traction biaxiale [Badel *et al.* 2008b], ou d'essais de compression [Nguyen *et al.* 2012] menés sur un tissu sec.

Ainsi, bien que les spécificités du comportement d'un toron impose des développements numérique qui peuvent s'avérer complexes, quelques solutions ont déjà été proposées dans la littérature, permettant de simuler la déformation d'un motif de tissu. Un état de l'art sur ce type de simulation a été réalisé par [Vassiliadis *et al.* 2011]. On peut constater que les différents modes de déformation d'un tissu générés lors de sa conception et de sa mise en forme, présentés dans la section 2.3.1, ont été modélisés, avec généralement pour objectif l'identification des propriétés d'une cellule mésoscopique de tissu, permettant ensuite d'établir une loi de comportement qui sera implémentée à terme dans un calcul de préformage à échelle macroscopique. Ainsi, le cisaillement d'un motif de tissu sec a été étudié par [Boisse *et al.* 2001a; Boisse *et al.* 2006; Badel *et al.* 2007; Sherburn 2007a; Lin *et al.* 2008; Charmetant *et al.* 2011], comme montré par la Figure 2.18a, et [Hanklar 1998; Gasser *et al.* 2000; Lin *et al.* 2008] se sont intéressées de plus près aux déformations induites par la tension des torons ou par la compaction d'un tissu, comme on peut le voir sur la Figure 2.18b et c. [Nguyen *et al.* 2012] s'est quant à lui intéressé à la compaction de plusieurs tissus, dont l'empilement a été effectué selon différentes configurations idéales d'imbrication des plis (voir section 2.3.1.c). La Figure 2.18d montre une configuration d'empilement de tissus positionnés parallèlement les uns par rapport aux autres, sans aucune imbrication entre plis, comme représentée sur le schéma de la Figure 2.16a. La Figure 2.18e est une configuration d'empilement de tissus parallèles où une imbrication maximale entre plis a été imposée, comme représentée sur la Figure 2.16b. D'autres configurations ont été étudiées par Nguyen *et al.*, comme l'empilement de tissu orientés à $0^\circ/45^\circ/0^\circ$ les uns par rapport aux autres. Ces différentes configurations permettent d'établir l'influence de la prise en compte de l'imbrication entre plis sur le comportement en compression du renfort complet.

Pour toutes ces études, presque aucune information quantitative n'est donnée sur la déformation de la géométrie des motifs de tissu (perte de volume, évolution de la section transverse des torons, etc). Toutefois, d'un point de vue qualitatif, des validations expérimentales ont déjà été menées, comme par exemple [Badel *et al.* 2008a] qui a comparé la déformée d'un tissu cisailé par simulation EF à une géométrie réelle de tissu sec obtenue par tomographie à rayons X. L'ensemble des travaux disponibles dans la littérature permettent d'établir que, dans une démarche qualitative, la modélisation des différents modes de déformation d'un tissu sec après conception et mise en forme donne, à l'heure actuelle, des résultats satisfaisants.

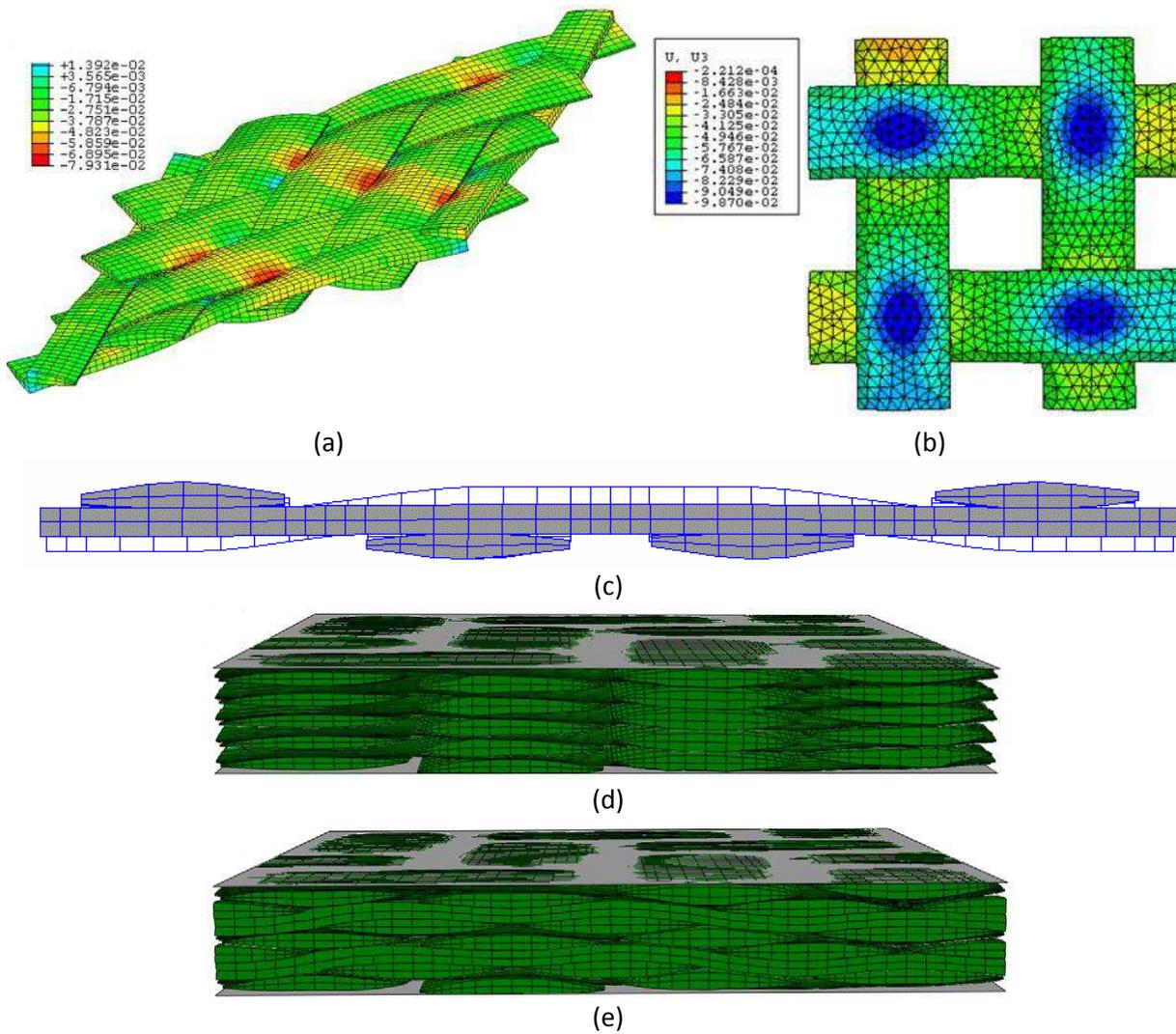


Figure 2.18 : (a) cisaillement d'un tissu sergé de 2 [Badel *et al.* 2009], (b), compaction d'un taffetas [Lin *et al.* 2008], (c) observation sens chaîne de la déformée d'un sergé de 2 obtenue après une traction sens (blanc : forme initiale, gris : forme déformée) [Hanklar 1998], (d) compaction de 5 motifs de taffetas sans imbrication, et (e) avec imbrication maximale entre tissus [Nguyen *et al.* 2012]

La déformation d'un tissu sec peut être obtenue par simulation EF, à partir d'un modèle géométrique idéal. Mais plusieurs verrous techniques doivent encore être levés avant d'obtenir un maillage de CER de CMO tissé. C'est l'objet de la partie suivante.

2.4 Maillage d'une CER de CMO tissé

2.4.1 Génération de la peau du composite, et maillage surfacique

La première problématique liée à la géométrie d'une cellule de composite tissé est la construction de la géométrie de son renfort. Ce point a été abordé dans les sections précédentes. Une seconde problématique se concentre maintenant autour de la génération de la géométrie complète du composite. Celle-ci se compose très simplement d'une boîte, dans laquelle le renfort est positionné. Ainsi, la peau du composite (constitué de l'ensemble des surfaces présentes dans le composite) peut être obtenue par opérations booléennes successives, en soustrayant puis en ajoutant la géométrie

du renfort à la boîte. L'ensemble des surfaces présentes dans le composite peut ensuite être maillé avec des éléments triangles ou quadrangles par n'importe quel mailleur surfacique commercial.

2.4.2 Problématiques du maillage volumique

La simplicité de la génération du maillage de peau présentée auparavant contraste avec la complexité de la génération du maillage volumique du composite, origine de plusieurs hypothèses simplificatrices. Rappelons qu'un maillage volumique s'obtient par remplissage d'un volume dont le contour (la peau) est fermé. Ce point présente une certaine difficulté lorsqu'il n'existe pas une surface fermée de toron, comme c'est le cas pour les modèles multi-fils (voir section 2.2.2). En effet, il est inenvisageable à l'heure actuelle de créer un maillage volumique EF de composite tissé dans lequel chaque fibre est représentée. C'est l'un des points bloquants pour l'utilisation de ce type de modèle dans une analyse de composites tissés par une méthode EF. Toutefois, certains auteurs règlent ce problème en traitant *a posteriori* la géométrie multi-fils pour créer des torons homogènes [Sihn *et al.* 2005; Zhou *et al.* 2009].

Dans le cas des composites, l'intérieur de chaque toron pris individuellement peut être rempli volumiquement sans problème par des éléments tétraédriques ou hexaédriques, mais la difficulté intervient pour le remplissage du volume de matrice, dont la peau est constituée des bords de la boîte englobante et des surfaces de torons se trouvant exclusivement à l'intérieur. Ce remplissage présente deux points durs majeurs : le problème des interpénétrations entre torons et le problème des torons tangents. La Figure 2.19 illustre ces deux problématiques dans un contexte 2D. V_1 et V_2 sont deux volumes représentant les torons, inclus dans la boîte englobante fermée. V_3 est le volume de matrice, dont la peau, en bleu sur la Figure 2.19a, est constituée des bords de la boîte et des contours de V_1 et V_2 .

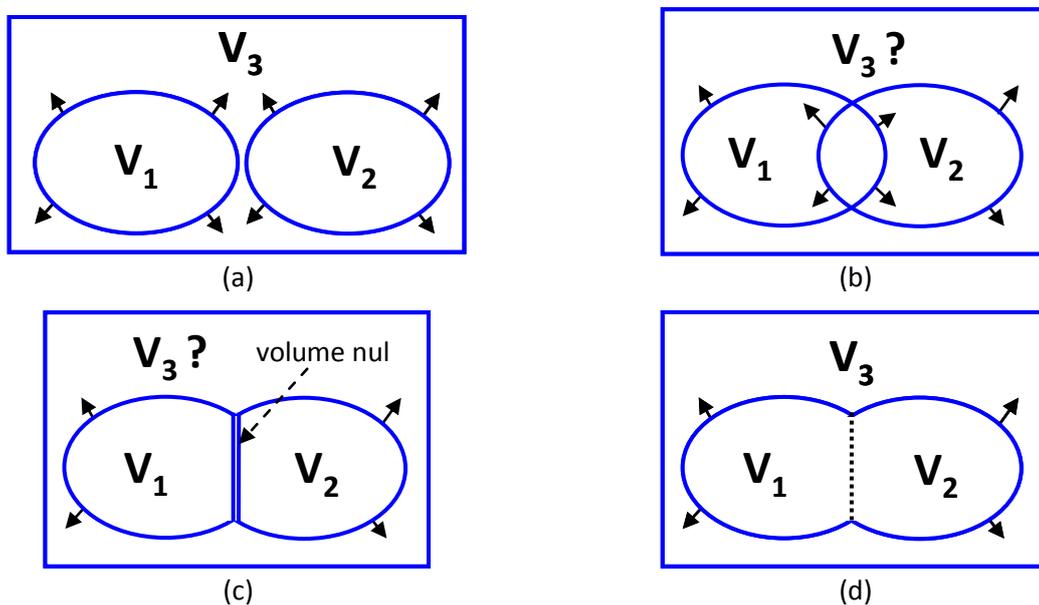


Figure 2.19 : illustration 2D des difficultés liées au remplissage volumique d'un contour fermé, (a) les normales des contours des trois volumes définissent correctement un intérieur et un extérieur, (b) le contour de V_3 s'interpénètre, le volume n'existe pas, (c) le contour de V_3 définit localement un volume nul, le maillage ne peut se faire, (d) les contours de V_1 et V_2 sont conformes, le contour de V_3 est donc correctement défini et le maillage peut être construit.

Problème des interpénétrations entre torons

Lors du remplissage volumique de la matrice, des normales sont implicitement affectées aux surfaces fermées des torons, permettant de leur définir un intérieur et un extérieur. Lorsqu'une

interpénétration a lieu entre deux torons, comme le montre la Figure 2.19b, l'extérieur de l'un est à la fois à l'intérieur et à l'extérieur de l'autre. Un mailleur volumique ne peut interpréter cette configuration, et le remplissage échoue.

Problème de la tangence entre torons

Il est illustré par la Figure 2.19c. Lorsque deux torons sont en contact parfait, localement le volume de matrice est nul et ne peut donc être rempli, faisant échouer la génération du maillage.

Les interpénétrations et les tangences entre torons ne permettent pas d'envisager un maillage automatique d'une CER de CMO tissé, ce qui ralentit significativement la mise en donnée. Hors ces configurations sont récurrentes dans de nombreux modèles. Quelques solutions sont présentées par la suite.

2.4.3 Des solutions pour générer un maillage de composite tissé

2.4.3.a Maillages conformes des torons

C'est la meilleure solution. Rappelons que deux maillages de surface sont conformes lorsqu'ils sont strictement identiques au niveau de leur zone de contact, *i.e.* même nombre de nœuds, à la même position et avec la même connectivité. Si tel est le cas, ils peuvent localement être fusionnés, comme montré sur la Figure 2.19d, et une unique surface correspondant à l'interface entre les deux torons est créée (frontière entre V_1 et V_2 en pointillé). Une surface ne pouvant appartenir qu'à deux volumes (V_1 et V_2), l'interface ainsi créée n'est pas interprétée comme appartenant à la peau du volume de matrice. De cette façon, la peau du volume de matrice, en bleu sur la Figure 2.19d, est correctement définie. Cette solution permet une représentation cohérente de la géométrie du renfort en conservant la continuité des surfaces tout en générant un maillage volumique de bonne qualité, qu'il est possible d'automatiser. De plus, les surfaces de contact entre torons sont explicitement définies et permettent d'insérer dans le modèle des lois d'interface qui peuvent potentiellement améliorer la reproduction des mécanismes d'endommagement des matériaux composites tissés.

Cependant, la création d'une interface de contact entre deux torons est loin d'être évidente. En effet, trois méthodes permettent de la générer. La première consiste à partir d'une géométrie de renfort tissé dans laquelle les interfaces entre torons sont explicitement représentées, qu'il suffit ensuite de mailler en surface puis en volume. L'inconvénient est, comme on a pu le constater dans la section 2.2, qu'il y a peu de modèles capables de générer de façon automatique des géométries cohérentes et variées de renfort tissé, sans interpénétrations et avec une interface entre torons en contact correctement définie. Nous retiendrons le modèle [Hivet 2003]. Et à la connaissance de l'auteur, aucun de ces modèles n'est actuellement capable fournir une géométrie déformée d'un motif de tissu que ce soit par une méthode analytique ou numérique.

La seconde méthode consiste à post-traiter le maillage des torons afin d'assurer leur conformité. Peu d'études ont été développées dans ce sens. Notons les travaux de [Loix *et al.* 2008], dans lesquels plusieurs cellules mésoscopiques de composite tissé de type taffetas ont été créées par une approche de ce genre. L'avancée majeure proposée ici au niveau du maillage réside dans l'exploitation d'un renfort tissé de type taffetas qui a été préalablement cisailé lors d'un calcul EF, créant un lien entre la déformation du tissu et la perméabilité de la cellule. Toutefois, les auteurs précisent que la génération de tels maillages n'est pas automatique et nécessite quelques manipulations de la part de l'utilisateur.

La troisième méthode est la méthode voxel, présentée dans le paragraphe suivant.

2.4.3.b La méthode voxel

Un voxel est un pixel en trois dimensions. Lorsque l'espace est voxelisé, il est intégralement divisé en de nombreux petits cubes. La méthode voxel consiste dans un premier temps à voxeliser entièrement le volume de la boîte englobante de la CER. Dans un second temps la géométrie du renfort tissé est placée dans la boîte, ce qui permet d'identifier pour chaque volume présent dans le composite (torons et matrice) les voxels qui se trouvent exclusivement à l'intérieur du volume, et ceux traversés par sa frontière. Ensuite, un comportement est affecté à chaque voxel en fonction du volume dans lequel il se trouve (comportement des torons ou de la matrice). Au niveau des torons, l'orientation du matériau, suivant la direction des fibres, est affecté à chaque voxel en fonction de sa position au sein du volume. Pour les voxels se trouvant à la frontière entre deux volumes, un développement particulier est nécessaire, soit pour décider de son appartenance à l'un des deux volumes, soit pour lui affecter un comportement hybride, selon la stratégie de modélisation choisie par le développeur. Cette méthode présente un énorme avantage : des maillages volumiques de tout type de géométrie (déformée ou non) peuvent être générés de façon relativement simple, avec la possibilité d'imposer un contact parfait entre deux torons tangents [Potter *et al.* 2012]. Cependant, la représentation des surfaces courbes est altérée car elles sont constituées par les surfaces des cubes, créant un escalier comme l'on peut le voir sur la Figure 2.20. Cela conduit lors des calculs à des concentrations de déformations/contraintes locales artificielles, visibles sur la. Afin d'approcher plus justement la géométrie des surfaces, la densité des maillages générés est augmentée ce qui amène à des calculs lourds [Larve *et al.* 2009]. Toutefois, plusieurs développements basés sur la mise en place d'algorithmes de lissage des surfaces voxelisées couplés à l'utilisation d'éléments tétraédriques [Kim et Swan 2003a; Kim et Swan 2003b; Crookston *et al.* 2005; Boyd et Muller 2006; Zhang *et al.* 2010], laissent penser que cette méthode a encore beaucoup d'avenir devant elle.

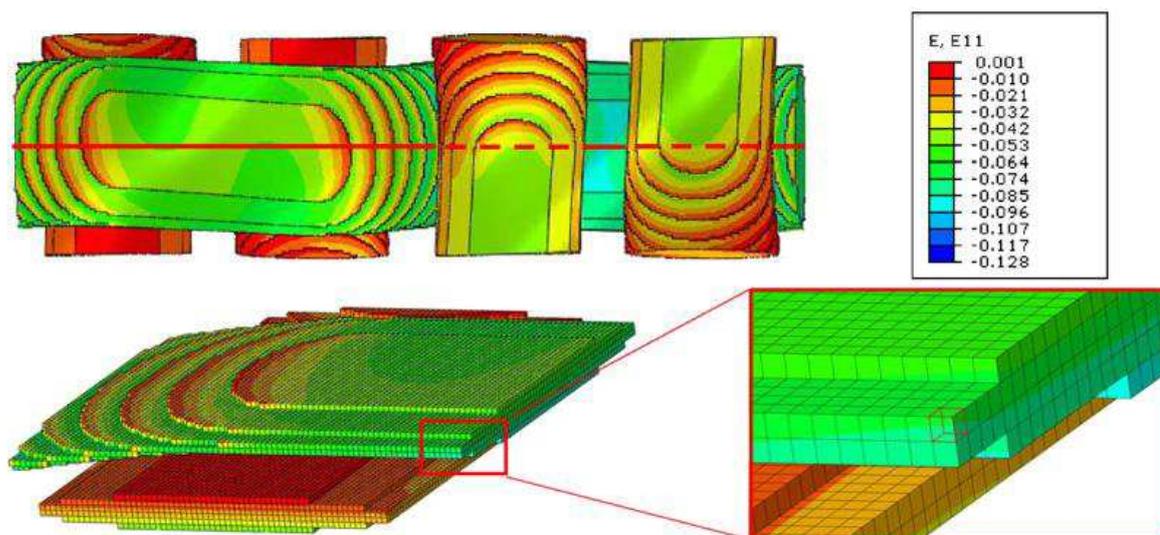


Figure 2.20 : résultat d'un calcul EF effectué sur un maillage voxel brut, sans lissage des surfaces, obtenu par [De Carvalho *et al.* 2011]. Des concentrations de déformations apparaissent au niveau des marches d'escalier.

2.4.3.c Un espace entre torons

La présence d'un espace entre torons est une solution permettant d'éliminer simplement les problèmes d'interpénétrations ou de tangence des torons, mais la géométrie du renfort perd sa cohérence. De plus, cette fine couche de matrice entre torons diminue la qualité du maillage ou augmente sa densité, et a une influence sur les propriétés du matériau en augmentant le volume de matrice dans le composite et en altérant le champ de déformation au niveau de cette zone [Whitcomb 1991; Thom 1999]. Quoiqu'il en soit, l'avantage de cette technique est énorme sur le plan technique et facilite considérablement l'étape de maillage. Comme présenté dans la section 2.2,

plusieurs modèles permettent d'imposer une distance entre torons au niveau des zones de croisement à la géométrie idéale (et non déformée) d'un motif de tissu sec. [Lomov *et al.* 2007] ont quant à eux présenté une méthode permettant d'assurer un espace entre torons en traitant *a posteriori* le maillage des torons, avant remplissage du volume de matrice. Des portions de torons qui s'interpénètrent sont extraites du maillage, et sont éloignées l'une de l'autre afin d'éliminer l'interpénétration (Figure 2.21a). Ces deux portions sont ensuite compressées afin de les rapprocher. Les paires de nœuds qui doivent se retrouver face à face sont préalablement identifiées, puis sont reliées par un élément de type poutre qui assure le comportement en compression des deux portions de toron (Figure 2.21b). Les deux portions ainsi compressées ne présentent aucune interpénétration ni tangence et peuvent être réinsérées dans le maillage global du renfort (Figure 2.21c). Notons toutefois que cette méthode ne permet pas d'assurer la conformité des maillages des torons, puisqu'une fine couche de matrice est insérée entre eux. Cette méthode, inspirée des travaux de [Zako *et al.* 2003], demande une mise en place longue et complexe, mais propose une solution intéressante pour corriger *a posteriori* le maillage de géométries défectueuses à cause d'interpénétrations.

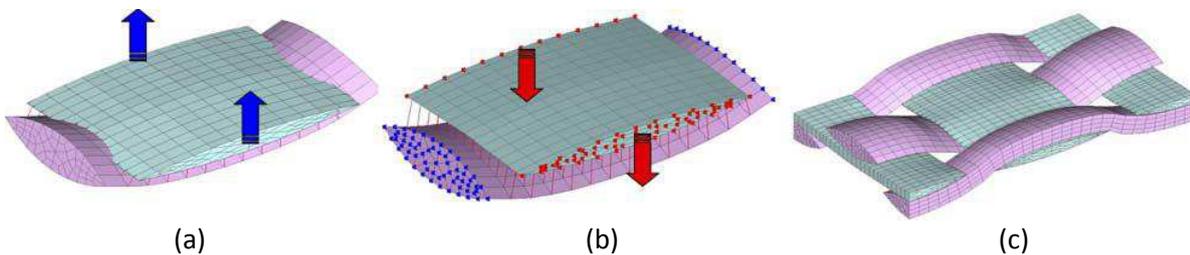


Figure 2.21 : (a) séparation de deux portions de torons qui s'interpénètrent, (b) compression des deux portions de torons, (c) maillage final obtenu sans interpénétration [Lomov *et al.* 2007]

2.4.4 Bilan sur la construction d'un maillage de CER de CMO tissé

Pour construire un maillage d'une CER de CMO tissé, la géométrie du renfort ne doit présenter aucune interpénétration entre torons, et aucune tangence entre surface de toron. Pour cela, deux configurations géométriques sont possibles :

- un espace entre chaque toron est assuré, de manière à pouvoir mailler chaque toron sans souci de conformité.
- les torons en contact présentent une interface clairement définie, permettant d'assurer la conformité des maillages des torons.

La première configuration est la plus simple sur le plan technique. En effet, plusieurs modèles géométriques permettent d'introduire un espace entre torons, et il a été vu dans la section 2.4.3.c qu'il est aussi possible d'imposer cet espace en post traitement du maillage du renfort, avant remplissage du volume de matrice. Cette configuration permet de simplifier grandement la construction d'un maillage volumique tétraédrique ou hexaédrique par un outil de maillage automatique. En revanche, la fine couche de matrice entre torons augmente localement la densité du maillage ou diminue sa qualité, limite le taux volumique de fibres qu'il est physiquement possible d'introduire dans le modèle EF (en augmentant le volume de matrice), et peut dégrader localement le champ de déformation du matériau.

La deuxième configuration est la meilleure sur le plan qualitatif, car elle permet la construction d'un maillage plus proche des géométries réelles de CMO tissé, où les torons sont bels et bien en contact. De plus, la définition d'une interface entre torons permet la mise en place d'éléments de zones cohésives entre torons. Par contre, cette configuration est complexe à obtenir, car aucun outil, que ce soit un modèle géométrique ou un outil de création ou de traitement de maillage, n'est

capable à l'heure actuelle de construire automatiquement une interface entre deux torons déformé et en contact.

2.5 Discussion

Afin de relier les paramètres de tissage et les paramètres de mise en forme du renfort aux propriétés locales et globales d'une cellule mésoscopique de composite tissé à matrice organique par un calcul EF, nous avons besoin de construire un maillage de cette cellule, dont le renfort a pu être déformé. Analysons ces exigences à la lumière de l'état de l'art réalisée.

Une géométrie de renfort prenant en compte la déformation du tissu

Nous avons vu que trois stratégies se dégagent dans la littérature :

1. Construire un modèle géométrique cohérent avec la géométrie du tissu réel dans le composite, une fois mis en forme. Le modèle doit donc être identifié à partir d'observations du renfort *in situ*.
2. Utiliser un modèle géométrique capable de prendre en compte la physique du tissu sec et de prévoir son état déformé. Le modèle est donc identifié à partir des paramètres de définition du tissu et des paramètres matériaux et/ou procédé.
3. Construire dans un premier temps un modèle de tissu non déformé, puis simuler sa mise en forme par un calcul EF.

Les deux premières pistes sont abordées dans la section 2.2, traitant des modèles géométriques de tissu sec. Dans le premier cas, la construction d'un tel modèle demanderait trop de paramètres d'entrées afin de capter les déformations locales du tissu. De plus, elle force à étudier un composite déjà conçu, ce qui n'entre pas dans une perspective d'optimisation du matériau qui est l'enjeu de cette étude. Dans le second cas, il a aussi été vu qu'aucun modèle n'est actuellement capable de prévoir l'état déformé d'un tissu sans que la géométrie ne perde de sa cohérence ou présente des anomalies bloquantes pour la construction d'un maillage EF comme par exemple des interpénétrations. La troisième piste, abordée dans la section 2.3, est la plus adaptée à nos exigences. En effet, elle permet de séparer clairement modélisation géométrique du tissu et modélisation du procédé de mise forme. Cette approche est plus souple, permet d'exploiter plus d'architectures différentes et prend en compte la mécanique des tissus secs.

Un maillage d'une CER de CMO tissé, dont le renfort est déformé

La section 2.4 a présenté les difficultés liées à la génération d'un tel maillage. Bien que la voxélisation de la géométrie du renfort soit une méthode robuste et générale, cette solution n'est pas retenue à cause de l'altération de la surfaces des torons qu'elle génère, et les coûts de calcul important qui lui sont associés. Insérer un espace entre torons en contact n'est pas non plus une solution envisageable. En effet, la cohérence du modèle avec les tissus réels est amoindrie, et la fine couche de matrice entre torons pose des problèmes de prévision locale des déformations ou contraintes, alourdit le maillage et limite l'étude des interfaces entre torons. La génération d'un maillage conforme reste la meilleure solution. Comme expliqué précédemment, si la géométrie du renfort déformé du composite provient d'une simulation EF, l'interface entre torons en contact n'est pas définie. Par conséquent, une seule solution se dégage : développer une procédure capable de créer les interfaces entre torons, en traitant *a posteriori* la géométrie du renfort déformé obtenue par simulation EF.

2.6 Conclusion

Cet état de l'art a montré que la construction d'une cellule mésoscopique de composite tissé à matrice organique soulève de nombreuses problématiques : génération d'une géométrie de tissu cohérente, prise en compte de la déformation du renfort, maillage, etc. Il a permis de dégager une stratégie de génération d'une cellule mésoscopique de composite tissé, dont la mise en place constitue le Chapitre 3. Elle se développe selon trois étapes :

Etape 1 : la génération d'une géométrie de tissu sec

Il est estimé que ce point n'a pas besoin d'être développé. En effet, plusieurs modèles existent déjà, et deux d'entre eux sont disponibles par le biais de collaborations menées dans le cadre de ce travail de thèse. Le premier est le modèle Gentex (section 2.2.1.d), développé par Couégnat lors d'une collaboration entre le LCTS de Bordeaux et l'ONERA. Le peu de paramètres d'entrées demandés par Gentex, et la diversité en terme d'architectures tissées modélisables ont été très utiles pour valider la procédure développée sur un plus grand nombre de cas. Le second est le modèle Hivet, en collaboration avec le laboratoire PRISME (section 2.2.1.e). Ses qualités en terme de cohérence géométrique, facilitent grandement son utilisation dans un calcul EF de prévision des déformations du renfort, et améliorent la prédictibilité de l'approche proposée. Ce modèle est donc celui qui a été utilisé pour obtenir l'ensemble des résultats présentés dans ce manuscrit.

Etape 2 : la simulation de la déformation du tissu

Comme il l'a été vu dans la section 2.3, les techniques de simulation de la déformation d'un motif de tissu sec par la méthode des EF, bien qu'encore imparfaites, sont actuellement déjà établies. De ce fait, cette étape ne demande pas non plus un développement poussé, et s'intéressera aux déformations du tissu d'un point de vue qualitatif, afin d'établir un lien entre modélisation du procédé de fabrication et propriétés du composite.

Etape 3 : la construction d'un maillage cohérent d'une CER de CMO tissé, dont le renfort a été déformé par une simulation EF

Il a été vu dans la section 2.5 qu'une seule approche permet de réaliser un maillage cohérent d'une CER de CMO tissé, dont le renfort est déformé : il faut développer une procédure de post-traitement des géométries/maillages obtenus par simulation numérique lors de l'étape précédente. En effet, aucun outil n'est actuellement capable de réaliser cette étape de manière automatique (section 2.4), ce qui rend sa création nécessaire. Cette étape fait toute l'originalité de l'approche proposée, et a demandé un développement personnel présenté en détail dans le Chapitre 3.

Chapitre 3.

Construction d'une cellule mésoscopique de composite tissé prenant en compte la déformation du renfort

Afin d'établir un lien virtuel entre les paramètres de conception d'un CMO tissé et ses propriétés mécaniques, le matériau, une fois mis en forme, doit être représenté et étudié à l'échelle mésoscopique. Pour cela, une stratégie de construction d'une CER mésoscopique de CMO tissé, dont le renfort est déformé, a été proposée dans le Chapitre 2. Elle consiste tout d'abord à représenter un motif périodique du renfort tissé en utilisant un modèle géométrique, puis à simuler sa déformation par la méthode des EF, et enfin à construire la CER de CMO tissé en prenant comme renfort la géométrie (ou le maillage) issue de la simulation précédente. Cette dernière étape a été identifiée comme bloquante, et a donc nécessité un développement particulier, objet de ce chapitre.

Plan du chapitre

3.1	Introduction	43
3.2	Décomposition géométrique d'un toron	44
3.2.1	<i>Représentation continue</i>	<i>44</i>
3.2.2	<i>Représentation discrète</i>	<i>45</i>
3.2.3	<i>Création des grilles : dans la pratique</i>	<i>46</i>
3.2.4	<i>Notes sur les pointes de section</i>	<i>47</i>
3.2.5	<i>Extraction de deux familles de splines</i>	<i>48</i>
3.3	Détection des zones de contact	49
3.3.1	<i>Définition du problème</i>	<i>49</i>
3.3.2	<i>Contact transverse entre torons</i>	<i>49</i>
3.3.3	<i>Contact longitudinal entre toron.....</i>	<i>52</i>
3.4	Reconstruction d'une grille de toron	54
3.4.1	<i>Stratégie de reconstruction d'un toron afin d'assurer la conformité des grilles.....</i>	<i>54</i>
3.4.2	<i>Preliminaire : reconstruction d'un toron à partir des Lignes ou des Sections, sans prise en compte de points de contact.....</i>	<i>55</i>
3.4.3	<i>Insertion des zones de contact dans une grille de toron</i>	<i>55</i>
3.4.4	<i>Cas des torons contenant des points de contact sur leur Lignes et sur leur Sections</i>	<i>56</i>
3.4.5	<i>Reconstruction des grilles finales conformes et périodiques, et erreurs géométriques.....</i>	<i>58</i>
3.5	Construction d'une géométrie périodique et conforme de cellule mésoscopique de CMO tissé	59
3.5.1	<i>Construction des surfaces du renfort et des interfaces entre torons</i>	<i>60</i>
3.5.2	<i>Création des faces externes du composite.....</i>	<i>61</i>
3.5.3	<i>Exportation de la géométrie</i>	<i>62</i>
3.6	Maillage de la géométrie de CMO tissé	62
3.6.1	<i>Premier maillage surfacique périodique</i>	<i>63</i>
3.6.2	<i>Amélioration du maillage.....</i>	<i>63</i>
3.6.3	<i>Périodicité du maillage.....</i>	<i>63</i>
3.6.4	<i>Maillage volumique.....</i>	<i>63</i>
3.7	Validation de la procédure et résultats	64
3.7.1	<i>Démarche de développement du code et validation de la procédure par étapes : utilisation des modèles Gentex et Hivet et Boisse.....</i>	<i>64</i>
3.7.2	<i>Validation des géométries : importation puis traitement dans un logiciel commercial</i>	<i>64</i>
3.7.3	<i>Maillage des géométries.....</i>	<i>66</i>
3.7.4	<i>Limitations de la procédure.....</i>	<i>67</i>
3.8	Conclusion.....	69

3.1 Introduction

L'état de l'art réalisé dans le Chapitre 2 a permis de cerner les difficultés liées à la construction d'une CER mésoscopique de CMO tissé : représentation géométrique fidèle du tissu, déformation cohérente du renfort et création d'un maillage EF conforme prenant en compte cette déformation. Ce dernier point est le plus bloquant car actuellement il n'existe, à la connaissance de l'auteur, aucun outil capable de générer de façon automatique une géométrie et un maillage conforme de CMO tissé à l'échelle mésoscopique, avec conservation de la continuité des surfaces des torons et prise en compte de la déformation du renfort. L'objectif de ce chapitre est de proposer une procédure de construction de tels objets, par post-traitement de géométries de torons non conformes.

La stratégie de construction d'une géométrie conforme de CMO tissé est résumée par le schéma de la Figure 3.1, et est présentée en détail dans les paragraphes suivants. Dans un premier temps, une discrétisation de la surface des torons est effectuée, afin de la transformer en une grille structurée de points (3.2.2). De cette grille sont ensuite extraites des splines toutes orientées de la même façon (3.2.5). La géométrie des torons est ainsi largement simplifiée, ce qui permet, dans un second temps, d'identifier une zone de contact entre deux torons comme l'ensemble des points d'intersections, appelés « points de contact », entre les splines définissant chacun des deux torons (3.3). Dans un troisième temps, les surfaces de torons sont reconstruites en prenant en compte les points de contact précédemment détectés (3.4). Notons que le cas des contacts entre torons longitudinaux et ceux entre torons transverses sont traités de manière distincte. A ce niveau, les grilles créées sont conformes au niveau des interfaces entre torons. Dans un dernier temps, elles sont traitées afin de générer une géométrie conforme de cellule mésoscopique de CMO tissé dans un format standard, lisible par n'importe quel mailleur (3.5). Enfin, la génération du maillage à partir de ces géométries est traitée dans une dernière partie (3.6).

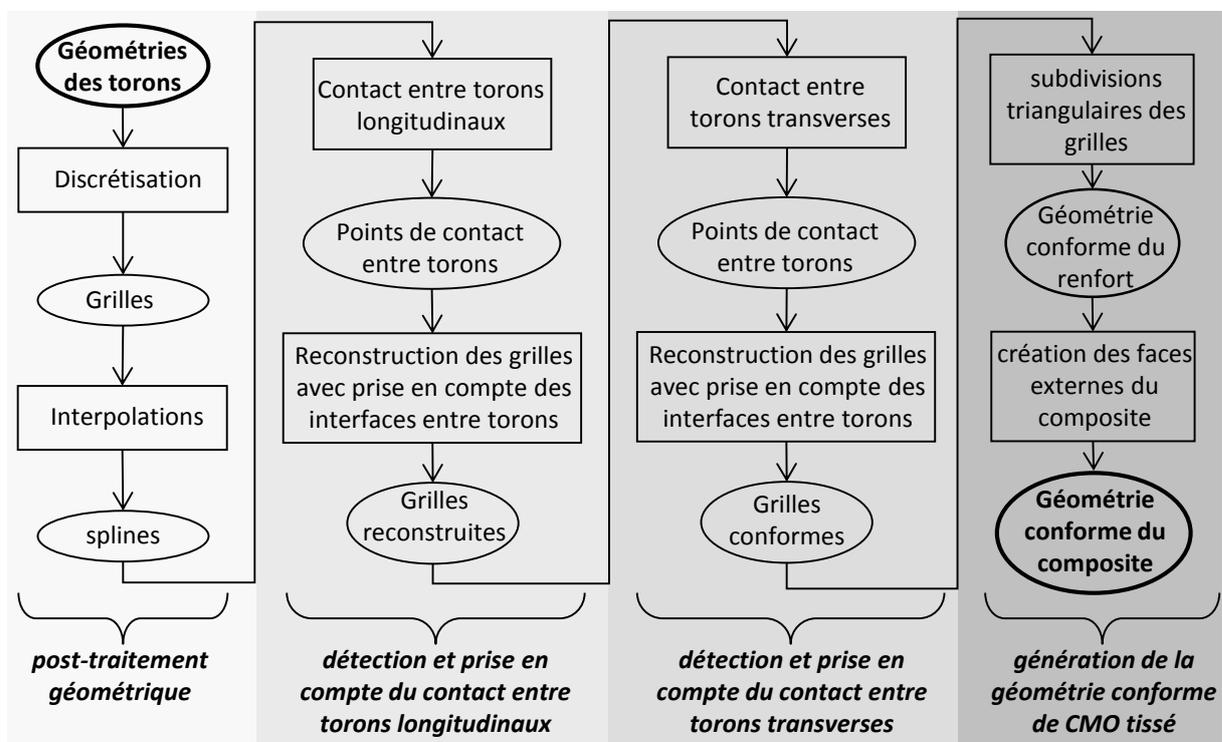


Figure 3.1 : stratégie de génération d'une géométrie conforme de CMO tissé

3.2 Décomposition géométrique d'un toron

3.2.1 Représentation continue

La procédure de création d'une géométrie de cellule mésoscopique de CMO tissé présentée dans ce manuscrit demande en donnée d'entrée une géométrie de renfort tissé, où chaque toron est représenté par un volume homogène et périodique dans le sens de sa longueur. Notons que les interpénétrations géométriques faibles entre torons peuvent être gérées par la procédure (voir 3.3.2). On note \mathbf{V} le vecteur de périodicité. De cette façon, comme expliqué dans le Chapitre 2 et illustré par la Figure 3.2, les torons sont composés d'un chemin moyen périodique et de sections transverses qui dessinent la peau du toron, dont la première est identique à la dernière à une translation selon \mathbf{V} près. Le chemin moyen du toron peut être défini par une ligne paramétrique $\mathbf{L} : u \rightarrow \mathfrak{R}^3$ avec $0 \leq u \leq 1$, et $\mathbf{L}(1) = \mathbf{L}(0) + \mathbf{V}$. La section transverse de centre $\mathbf{L}(u)$ est donc normale au vecteur $\mathbf{L}'(u)$, défini par l'équation (3.1), et représenté dans l'encadré de la Figure 3.2.

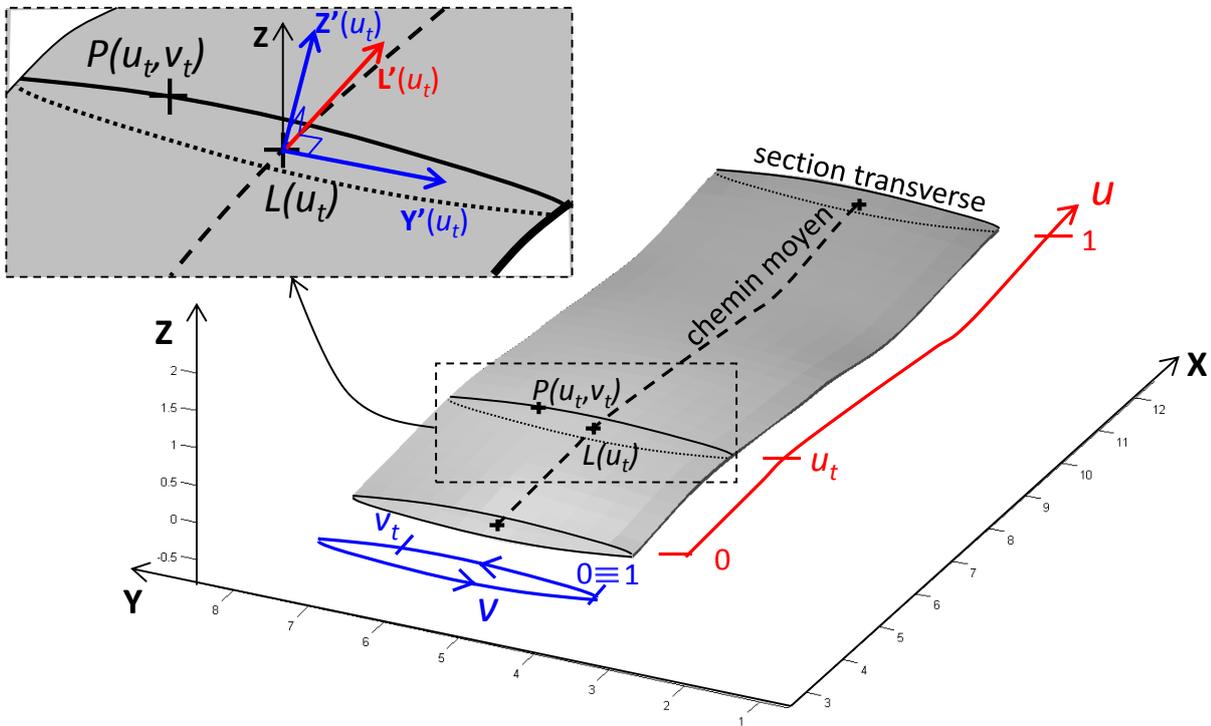


Figure 3.2 : représentation continue d'un toron, et espace paramétrique 2D associé

$$\mathbf{L}'(u) = \frac{d\mathbf{L}(u)}{du} \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \quad (3.1)$$

$$\mathbf{L}'(0) = \mathbf{L}'(1)$$

Pour chaque section transverse du toron, on définit deux vecteurs \mathbf{Y}' et \mathbf{Z}' , définis par les équations (3.2) et (3.3) représentés dans l'encadré de la Figure 3.2, orthogonaux à $\mathbf{L}'(u)$ et inclus dans le plan de la section transverse :

$$\mathbf{Y}'(u) = \frac{\mathbf{L}'(u) \times \mathbf{Z}}{\|\mathbf{L}'(u) \times \mathbf{Z}\|} \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \quad (3.2)$$

$$\mathbf{Y}'(0) = \mathbf{Y}'(1)$$

$$\mathbf{Z}'(u) = \frac{\mathbf{Y}'(u) \times \mathbf{L}'(u)}{\|\mathbf{Y}'(u) \times \mathbf{L}'(u)\|} \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \quad (3.3)$$

$$\mathbf{Z}'(0) = \mathbf{Z}'(1)$$

De cette façon, on définit le contour de la section transverse de centre $\mathbf{L}(u)$ par une ligne paramétrique $\mathbf{S}(u): v \rightarrow \mathfrak{R}^3$ avec $0 \leq v < 1$, et $\mathbf{S}(1,v) = \mathbf{S}(0,v)$. Ainsi, les vecteurs $\mathbf{Y}'(u)$ et $\mathbf{Z}'(u)$ forment un repère 2D orthonormé de centre $\mathbf{L}(u)$, dans lequel le contour de la section transverse peut s'exprimer selon l'équation (3.4) :

$$\mathbf{S}(u, v) = S(u,v)_y \mathbf{Y}'(u) + S(u,v)_z \mathbf{Z}'(u) \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \text{ et } 0 \leq v \leq 1 \quad (3.4)$$

Par conséquent, la peau d'un toron peut être entièrement définie par une surface paramétrique $\mathbf{P}: (u,v) \rightarrow \mathfrak{R}^3$ donnée par :

$$\mathbf{P}(u,v) = \mathbf{L}(u) + \mathbf{S}(u,v) \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \text{ et } 0 \leq v \leq 1 \quad (3.5)$$

$$\mathbf{P}(u,v) = \mathbf{L}(u) + S(u,v)_y \mathbf{Y}'(u) + S(u,v)_z \mathbf{Z}'(u) \quad \text{avec } 0 \leq u \leq 1 \text{ et } 0 \leq v \leq 1 \quad (3.6)$$

$$\mathbf{P}(1,v) = \mathbf{P}(0,v) + \mathbf{V}$$

3.2.2 Représentation discrète

La stratégie de construction d'une cellule de CMO tissé présentée ici repose sur une représentation discrète du toron *avant* maillage, qui permet d'une part de faciliter l'imposition d'une conformité entre torons en contact, et d'autre part de guider la procédure de maillage elle-même (voir la section 3.6.1). On note h la taille de maille ciblée *in fine*. Soit c la longueur du chemin moyen, et s_0 la longueur du contour de la section transverse de centre $\mathbf{L}(0)$, définies par :

$$c = \int_0^1 \|\mathbf{L}'(t)\| dt \quad (3.7)$$

$$s_0 = \int_0^1 \|\mathbf{S}'(0,t)\| dt \quad (3.8)$$

Soit m et n les deux paramètres d'échantillonnages tels que :

$$m = \left\lfloor \frac{c}{h} \right\rfloor \quad (3.9)$$

$$n = \left\lfloor \frac{s_0}{h} \right\rfloor \quad (3.10)$$

On peut voir sur les équations (3.9) et (3.10) que h définit l'échantillonnage de la surface d'un toron dans les deux directions, ce qui permet de générer des quadrangles avec un ratio proche de 1. En échantillonnant l'espace (u,v) en, respectivement, m et n intervalles réguliers, on définit :

$$u_i = \frac{i}{m} \quad \text{avec } 0 \leq i \leq m \quad (3.11)$$

$$v_j = \frac{j}{n} \quad \text{avec } 0 \leq j \leq n-1 \quad (3.12)$$

$$v_n = v_0$$

Ainsi, la surface P d'un toron est décrite de façon discrète par une grille structurée 2D $(P_{ij})_{0 \leq i \leq m, 0 \leq j \leq n}$ de dimension $(m+1) \times (n+1)$, représentée sur la Figure 3.3. Cette grille est composée des points P_{ij} , où :

$$P_{ij} = P(u_i, v_j) \quad \text{avec } 0 \leq i \leq m \text{ et } 0 \leq j \leq n \quad (3.13)$$

$$P_{mj} = P_{0j} + \mathbf{V}$$

La structuration de cette grille, visible dans le zoom effectué sur la Figure 3.3, permet de définir $m \times (n+1)$ quadrilatères Q_{ij} , avec :

$$Q_{ij} = (P_{ij}, P_{i+1j}, P_{i+1j+1}, P_{ij+1}) \quad \text{avec } 0 \leq i \leq m-1 \text{ et } 0 \leq j \leq n-1 \quad (3.14)$$

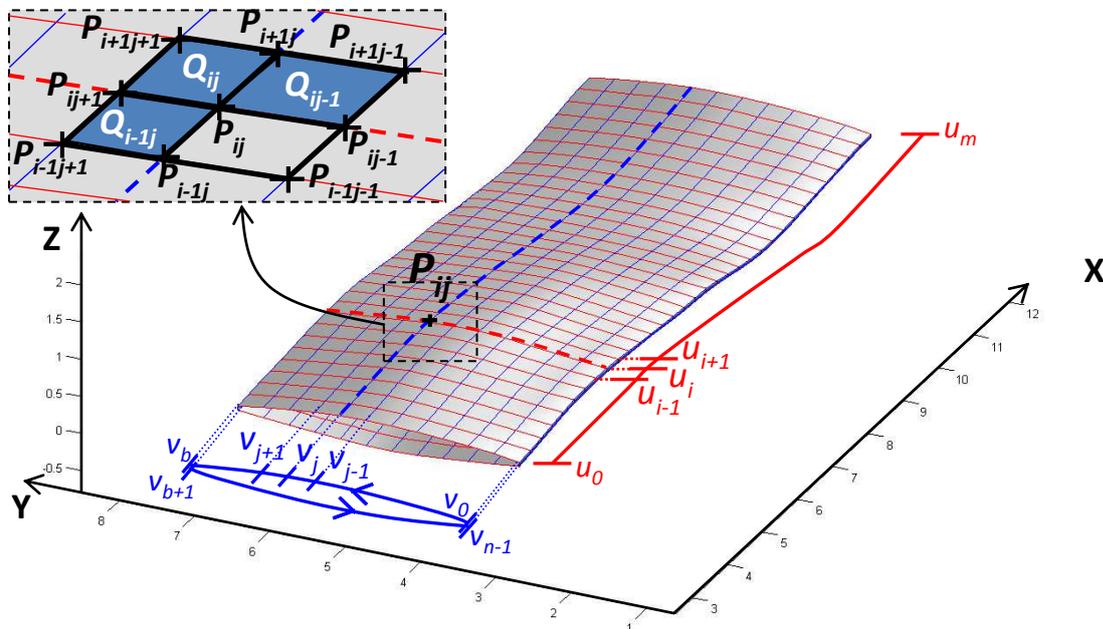


Figure 3.3 : représentation discrète d'un toron, et structuration de la grille 2D du toron

3.2.3 Création des grilles : dans la pratique

Les deux paragraphes précédents ont montré comment passer d'une géométrie continue d'un toron à une grille 3D de façon théorique. Mais dans la pratique, la construction de la grille 3D dépend du type de donnée géométrique que le modèle fournit.

3.2.3.a Première étape : création de la grille 3D

A partir de la connaissance des lignes moyennes des torons :

Les lignes moyennes des torons doivent être décrites sous la forme d'un tableau de points. Notons que ces tableaux peuvent quelque fois être directement fournies par certains modèles géométriques comme Gentex ou Wisetex (voir la section 2.2.1) ou peuvent encore être obtenues à partir d'une tomographie. Ainsi, il suffit de définir une section en chacun des points, qui peut être la

même pour tous ou une section spécifique en chacun des points. Ces sections doivent elles-mêmes être discrétisées par un ensemble de points, dont le nombre est identique pour chacune d'entre elles. Une numérotation logique des points des sections permet d'obtenir la grille 3D.

A partir d'un maillage structuré et composé d'éléments hexaédriques, ou d'une géométrie continue :

La surface d'un maillage structuré hexaédrique est déjà une grille 3D. Ainsi, le passage d'un maillage déformé d'un renfort obtenu après simulation de mise en forme, par exemple, aux grilles 3D de torons est quasi-immédiat (un script python a néanmoins été développé pour rendre cette étape automatique).

3.2.3.b Seconde étape : régularisation de la grille 3D

Les grilles 3D des torons peuvent être composés de quadrangles dont le ratio est nettement inférieur à 1. C'est par exemple souvent le cas lorsque la grille a été construite à partir de la surface d'un maillage hexaédrique déformé par simulation numérique. Hors, il est préférable que les multiples quadrangles des grilles de torons aient des côtés d'une longueur équivalente, pour correctement définir les zones de contact entre torons. Pour cela, un script écrit en langage MATLAB a été développé, permettant de régulariser une grille 3D de toron. Ce script exploite le principe d'interpolation et d'échantillonnage de splines extraites des grilles, présenté plus en détail dans le paragraphe 3.4.2.

3.2.4 Notes sur les pointes de section

3.2.4.a Importance de la présence de pointes de sections transverses

Lorsque l'on souhaite générer un maillage d'un renfort tissé, il est important de travailler avec des géométries de toron dont le contour est simplifié de façon à faire explicitement apparaître des pointes de sections, au nombre de deux ou quatre, comme présenté sur la Figure 3.4a (pointes S_1 à S_4). En effet, leur présence permet au maillage d'être plus régulier en bord de toron. Pour cela, il est nécessaire que ces pointes de section soient explicitement présentes dans la géométrie de départ, ce qui est le cas si les contours des sections transverses du toron sont séparés en une partie supérieure et une partie inférieure, correspondent, en se référant aux schémas de forme de section sur la Figure 3.4a, aux arcs (S_1S_2) et (S_2S_1) si les bords de la section transverse ne sont pas coupés, ou (S_1S_2) et (S_3S_4) si les bords sont coupés. De plus, dans le contexte de cette étude, cette décomposition est nécessaire pour la méthode proposée, comme nous le verrons dans le paragraphe 3.2.5.

3.2.4.b Avantage des géométries de toron dont les bords sont coupés

Les torons dont les bords sont coupés (section simplifiée à droite de la Figure 3.4a) permettent de générer un maillage hexaédrique structuré très proche de la géométrie (Figure 3.4c), et d'épouser plus fidèlement la géométrie initiale du toron. En effet, l'erreur géométrique naturellement induite par le procédé de maillage est moins importante en bord de toron si ces derniers sont coupés, car les courbures en présence sont plus faibles. De plus, il a été montré par [Hivet et Boisse 2005] que ces géométries sont cohérentes par rapport aux sections transverses observées expérimentalement. Par conséquent, l'utilisation de ce type de toron est fortement recommandée (mais pas obligatoire), et est à la base de l'ensemble des figures présentées dans ce chapitre. Par la suite, on notera b la valeur de j tel que le segment droit $[P_{ib} P_{ib+1}]$, avec $0 \leq i \leq m$, est un bord de section transverse du toron correspondant au segment $[S_2 S_3]$ représenté sur la Figure 3.4a, où le second bord de section transverse est $[P_{i0} P_{in-1}]$, correspondant au segment droit $[S_1 S_4]$.

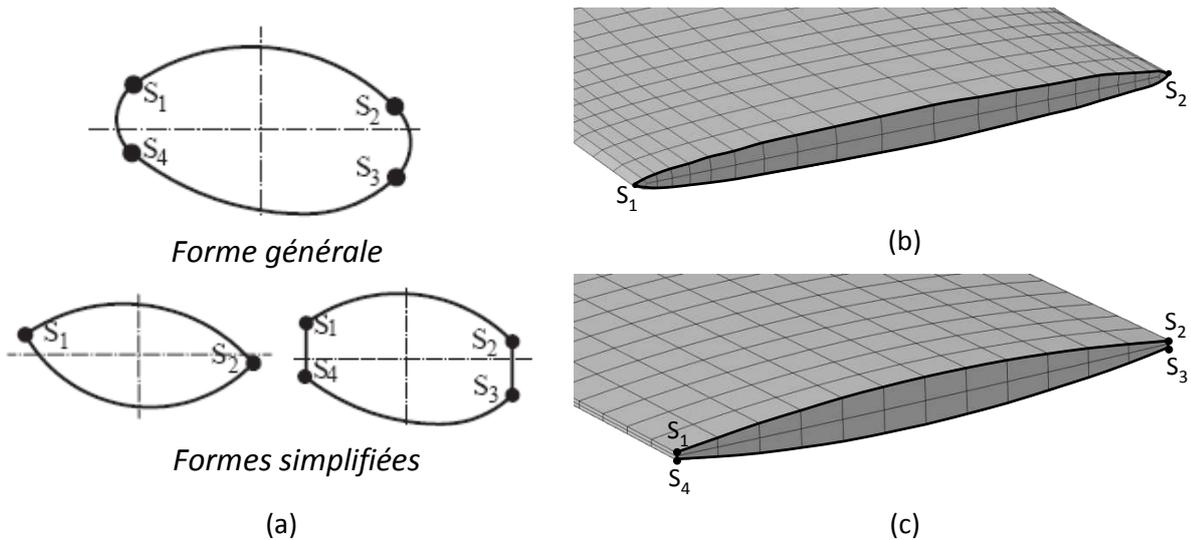


Figure 3.4 : (a) sections transverses continue et discontinues de toron [Hivet et Boisse 2005], (b) et (c) deux types de maillage hexaédrique d'un toron dont le contour de la section transverse est discontinu

3.2.5 Extraction de deux familles de splines

Deux familles de splines, qu'on appellera simplement les Lignes L et les Sections S du toron, peuvent être générées à partir de la structure de la grille de points représentant la surface d'un toron.

3.2.5.a Les Lignes du toron

Chaque spline L_i , de continuité C^2 , est construite par interpolation cubique par morceaux entre les points $(P_{ij})_{0 \leq i \leq m}$. En se référant à l'espace paramétrique (u, v) , les Lignes correspondent aux lignes de la grille du toron dans la direction u . Elles sont représentées sur la Figure 3.5a.

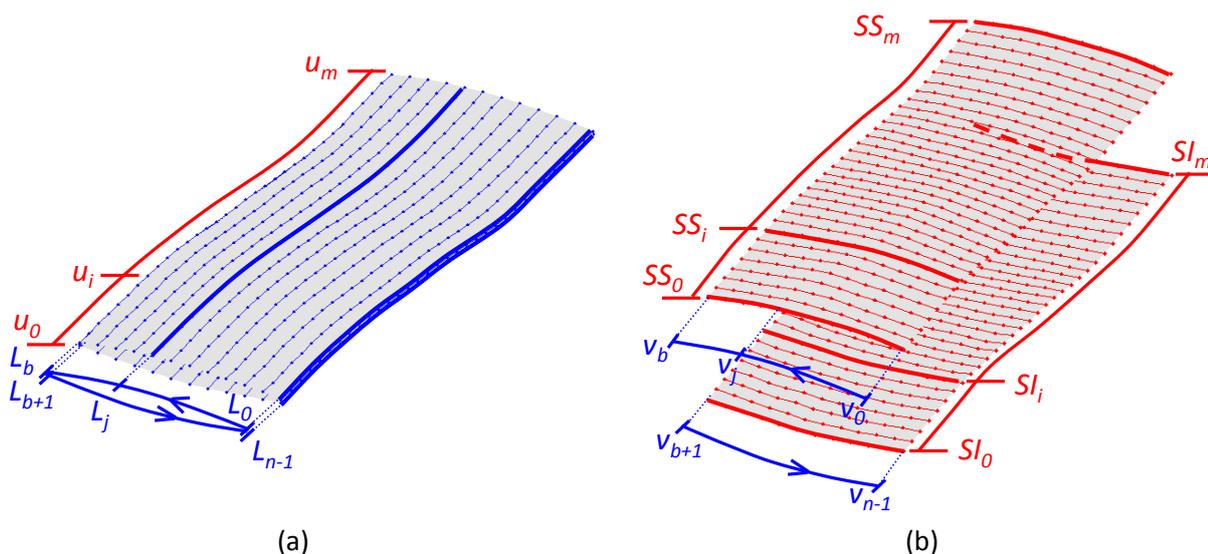


Figure 3.5 : (a) Lignes du toron, (b) Sections du toron

3.2.5.b Les Sections du toron

La famille des Sections du toron se décompose en deux sous-familles : les Sections Supérieures SS et les Sections Inférieures SI du toron. Chaque spline SS_j et SI_j est de continuité C^2 et sont

respectivement construites par interpolation cubique par morceaux entre les points $(P_{ij})_{0 \leq j \leq b}$ et $(P_{ij})_{b+1 \leq j \leq n}$. Les Sections S_j sont ainsi formées de deux splines jointes par un segment droit à leurs extrémités si le bord du toron est coupé. En se référant à l'espace paramétrique (u, v) , les Sections correspondent aux lignes de la grille dans la direction v . Elles sont représentées sur la Figure 3.5b. La décomposition des Sections du toron en une partie supérieure et une partie inférieure présente l'avantage de conserver les pointes de sections. En effet, une interpolation cubique menée directement sur un ensemble de points $(P_{ij})_{0 \leq j \leq m}$ peut fortement altérer la géométrie en bord de toron, du fait de la continuité C^2 .

3.3 Détection des zones de contact

3.3.1 Définition du problème

Afin d'imposer la conformité entre deux torons, il faut être capable de décrire leur zone de contact, et donc tout d'abord de la détecter. La problématique de détection des zones de contact entre différentes surfaces est complexe. Dans la pratique, le contact parfait entre deux surfaces n'existe que lorsqu'elles sont définies analytiquement et de façon identique dans une zone déterminée, voir Figure 3.6a. Les zones de contact entre torons doivent donc être connues avant toute modélisation géométrique. Comme présenté dans le Chapitre 2 de ce manuscrit (section 2.2.1.g), peu de modèles sont capables de les définir analytiquement, on ne retiendra que le modèle de [Hivet et Boisse 2005]. Et à la connaissance de l'auteur, aucun modèle ne le fait tout en prenant en compte la déformation des torons après compaction ou cisaillement. Ainsi, si les surfaces en contact ne sont pas rigoureusement identiques, des interpénétrations ou des poches de vides peuvent accidentellement apparaître dans une zone de contact, voir Figure 3.6b et c. Hors, de simples opérations booléennes entre torons de type union, exclusion ou fusion ne peuvent gérer ces imperfections. En effet, ce type d'opérations ne permet pas de définir correctement une interface de contact : une zone d'interpénétration serait affectée dans sa totalité à l'un des deux torons, et les poches de vide ne pourraient être comblées. Par conséquent, afin de construire de façon robuste et générale une méthode de détection des zones de contact entre torons, il faut qu'elle soit capable de prendre en compte et de corriger, dans une certaine mesure, les imperfections de ces zones.

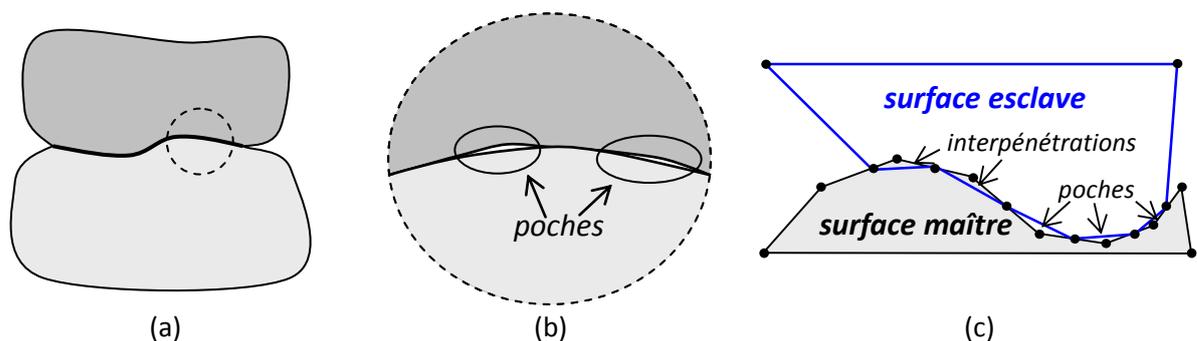


Figure 3.6 : (a) contact parfait entre deux surfaces, (b) contact imparfait, des poches de vides se créent entre les surfaces, (c) contact entre deux maillages EF

3.3.2 Contact transverse entre torons

Deux torons sont dans une configuration transverse si la projection de leur chemin moyen sur le plan (Oxy) se croise en faisant un angle supérieur à 45° . Sinon, ils sont considérés comme étant dans

une configuration longitudinale. Bien que chronologiquement la détection des contacts entre torons longitudinaux se déroule avant celle des contacts transverses, comme le montre la Figure 3.1, pour une meilleure compréhension il est préférable de présenter les procédures par ordre de complexité croissante, en commençant par les contacts transverses. L'algorithme de détection du contact entre torons développé dans le cadre de ce travail de thèse repose sur une simplification du problème : au lieu de détecter un contact entre deux surfaces, ce sont des intersections entre splines qui sont recherchées. Le fonctionnement général de l'algorithme de création des points de contact est expliqué ci-dessous :

Initialisation

On note T^α un toron du renfort, voir Figure 3.7a. Conformément aux étapes présentées dans les paragraphes précédents, les Lignes des torons sont extraites, voir Figure 3.7b. On note δ un paramètre de tolérance défini par l'utilisateur. Il correspond à la distance à partir de laquelle l'algorithme considérera que deux torons sont en contact. L'introduction de ce paramètre permet de corriger les problèmes d'interpénétrations ou de poches de vides, décrits dans la section précédente, dont la taille est inférieure à δ . Par conséquent, l'influence de ce paramètre sur la solution finale est du premier ordre. Pour chaque Ligne L_k^α du toron T^α , une matrice C_k^α , vide dans un premier temps, est créée. Dans cette matrice, seront stockées les données relatives aux points de contact détectés sur la Ligne L_k^α . L'objectif de l'algorithme est de remplir dynamiquement l'ensemble des matrices C .

Déroulement de l'algorithme

Pour chaque toron T^α , on calcule la distance d entre chacune de ses Lignes L_k^α et toutes les Lignes $L_{k'}^{\alpha'}$ de tous les autres torons transverses $T^{\alpha'}$. Si cette distance est inférieure au paramètre de tolérance δ , les deux Lignes L_k^α et $L_{k'}^{\alpha'}$ sont considérées comme étant en contact. Dans ce cas, un point de contact $P_{kk'}^{\alpha\alpha'}$ est créé à mi-distance de ces deux Lignes, à l'endroit où la distance est minimale, comme montré sur le zoom de la Figure 3.7c (avec $\alpha=0$ et $\alpha'=4$). Dans la matrice C_k^α sont ensuite stockées les données $[P_{kk'}^{\alpha\alpha'}, \alpha', k']$, et dans la matrice $C_{k'}^{\alpha'}$ sont stockées les données $[P_{kk'}^{\alpha\alpha'}, \alpha, k]$.

Fin de l'algorithme et données de sortie

Une fois l'algorithme terminé, les matrices C sont remplies. Prenons l'exemple de la matrice C_k^α . Elle est vide si aucun point de contact n'a été détecté sur la Ligne L_k^α , sinon, elle décrit l'ensemble des points de contact détectés sur cette Ligne de la façon suivante :

- les trois premières colonnes contiennent les coordonnées (x,y,z) des points de contact (il s'agit des points $P_{kk'}^{\alpha\alpha'}$)
- la quatrième colonne donne un indice de zone de contact à chacun des points (l'indice α'). Cet indice, que l'on appellera aussi « couleur » dans la suite du manuscrit, permet d'identifier tous les points qui appartiennent à une même zone de contact (tous les points en contact avec le toron $T^{\alpha'}$).
- la cinquième colonne fournit un indice de connectivité (l'indice k'). Il permet d'identifier, parmi tous les points d'une même couleur, tous ceux qui doivent être connectés entre eux. En effet, en s'appuyant sur l'exemple proposé sur la Figure 3.7c avec $\alpha=0$ (bleu) et $\alpha'=2$ (rouge), tous les points rouges issus d'un contact entre la Ligne du toron T^2 à laquelle ils sont affectés et une autre Ligne L_k^0 du toron T^0 , doivent se retrouver connectés. Pour cela, on donne à ces points le même indice de connectivité k , qui correspond à l'indice de la Ligne L_k^0 .

Ainsi, chaque point $P_{kk'}^{\alpha\alpha'}$ est enregistré dans deux matrices C : la matrice C_k^α et la matrice $C_{k'}^{\alpha'}$. En se servant des matrices C , l'objectif est ensuite de reconstruire les grilles de torons de façon à ce que chacune de leurs Lignes incluent les points de contact, tout en respectant leur connectivité, pour qu'elles soient conformes au niveau de leur zone de contact. L'utilisation des données contenues dans les matrices C pour reconstruire des grilles de torons conformes est expliquée dans la section 3.4.

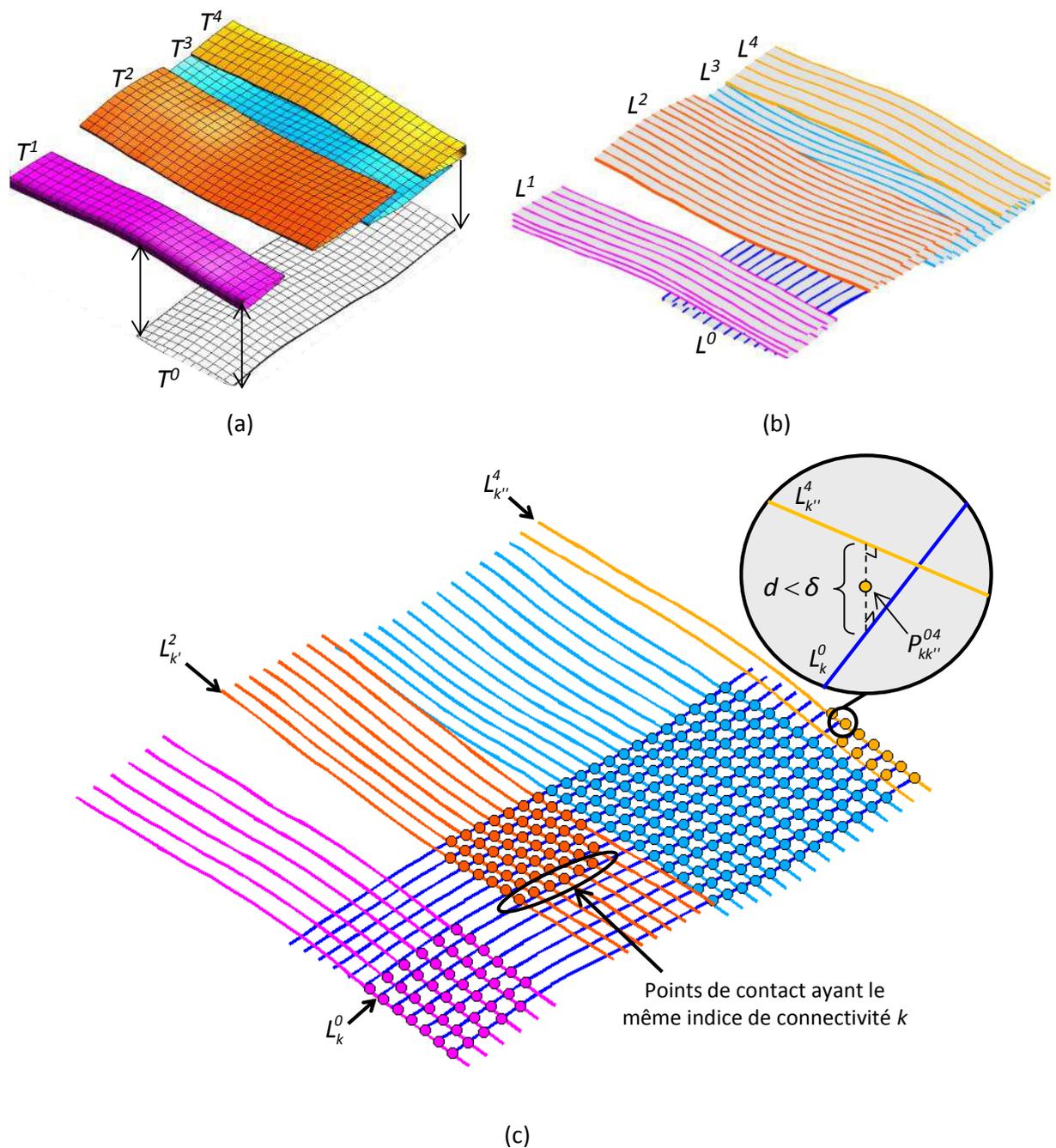


Figure 3.7 : (a) torons transverses en contact, le toron T^0 a été éloigné des autres pour une meilleure visualisation, (b) Lignes extraites des précédents torons, (c) points de contact entre les différentes Lignes

3.3.3 Contact longitudinal entre toron

3.3.3.a Différences avec l'algorithme de contact transverse entre torons

La création des points de contact entre torons dans une configuration longitudinale est un peu plus complexe, et présente des étapes supplémentaires. En effet, deux torons dans une configuration transverse verront leur Lignes respectives se croiser s'ils sont en contact, ce qui n'est pas forcément le cas s'ils sont dans une configuration longitudinale. En revanche, les Lignes du premier toron croiseront les Sections du second toron. Par conséquent, ce sont des intersections entre Lignes et Sections qui doivent être détectées. Ainsi, la structure de l'algorithme de création des points de contact entre des Lignes et des Sections Inférieures et Supérieures est quasiment la même que celle de l'algorithme utilisé pour les points de contacts entre Lignes et Lignes, présentée dans la section 3.3.2. La différence majeure est qu'une étape préliminaire doit être effectuée avant le lancement de l'algorithme, présentée ci-dessous.

3.3.3.b Etape préliminaire

Dans le cas du croisement de deux torons transverses, la position des points de contact (croisement entre Lignes et Lignes) est indépendante de la numérotation des torons dans l'algorithme. Hors, ce n'est plus vrai dans le cas du croisement entre deux torons longitudinaux. En effet, il n'est ici pas équivalent de détecter les points de contact entre les Lignes d'un toron T^α et les Sections d'un toron $T^{\alpha'}$, ou de détecter les points de contact entre les Sections d'un toron T^α et les Lignes d'un toron $T^{\alpha'}$. Cette particularité est illustrée par le schéma explicatif de la Figure 3.8, où l'on voit bien que le cas 1 ne donne pas le même résultat que le cas 2 (les points rouges ne sont pas à la même position que les points bleus). Le principal inconvénient est que dans un cas comme dans l'autre, il est possible qu'un bord des Sections de l'un des torons ne soit pas détecté comme faisant partie de la zone de contact, car il ne coupe pas l'une des Lignes de l'autre toron (on peut voir sur la Figure 3.8 que l'un des bords des Sections se situe entre deux Lignes, que ce soit pour le cas 1 ou le cas 2).

La solution utilisée dans la procédure présentée dans ce manuscrit est décrite sur la Figure 3.8. Elle consiste à reconstruire la grille de l'un des deux torons de façon à s'assurer qu'une de ses Lignes passe par les pointes des Sections de l'autre toron (pour autant qu'un contact entre ces pointes et le premier toron existe réellement). Pour cela, une première étape consiste à partir de l'un des deux cas, par exemple le cas 1 sur la Figure 3.8, et ne chercher à détecter que les contacts entre les points de Sections de l'un des torons (le toron T^α sur l'exemple) et Lignes de l'autre toron (le toron $T^{\alpha'}$ sur l'exemple). Ensuite, dans une seconde étape, la grille de T^α est reconstruite, grâce à la procédure de reconstruction des grilles de torons décrite dans la section 3.4, en prenant en compte ces points de contact, de façon à ce qu'elle contienne une Ligne en contact avec le bord de $T^{\alpha'}$. Ainsi, une fois la grille reconstruite, le contact des bords du toron $T^{\alpha'}$ avec les Lignes du toron T^α peut être détecté.

3.3.3.c Structure de l'algorithme

La procédure complète de détection des zones de contact entre torons dans une configuration longitudinale, illustrée par la Figure 3.9, se déroule en deux temps. Dans un premier temps, l'étape préliminaire décrite dans la section 3.3.3.b est effectuée (Figure 3.9a, b et c). Dans un second temps, l'algorithme de détection des points de contact entre torons présenté dans la section 3.3.2 est lancé, en recherchant le contact entre les Lignes L_k^α du toron T^α , et les Sections $S_{k'}^{\alpha'}$ du toron $T^{\alpha'}$ (voir la Figure 3.9d, avec $\alpha=0$ et $\alpha'=5$ et 6). Par conséquent, la moitié des matrices C est reliée à des Lignes, et l'autre moitié est cette fois reliée à des Sections. Notons que pour plus de robustesse, l'algorithme effectue la recherche des points de contacts en séparant bien partie supérieure et partie inférieure des Sections. Au niveau du remplissage des matrices C , l'indice de connectivité donné aux points de

contact affectés aux Lignes d'un toron est l'indice de la Section (et non plus de la Ligne) avec laquelle ils sont en contact. Une fois l'algorithme terminé, une différence majeure apparaît avec le cas du contact entre torons transverses : certains torons peuvent avoir des matrices C remplies, en lien avec leurs Lignes et leurs Sections. Ce point demande donc un traitement particulier, qui sera présenté dans la section 3.4.4.

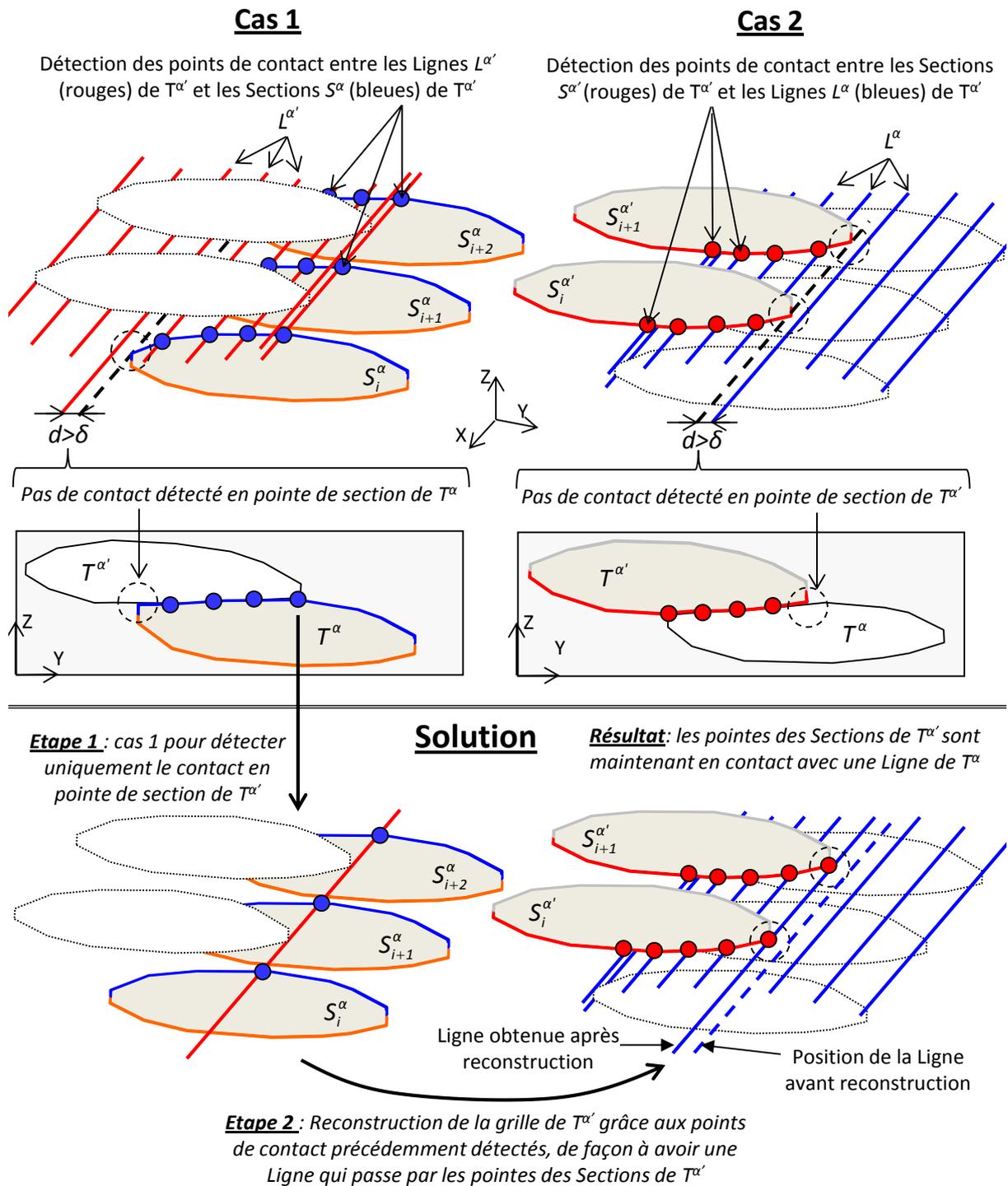


Figure 3.8 : points de contacts entre les Lignes d'un toron T^{α} et les Sections d'un toron $T^{\alpha'}$, (b) points de contacts entre les Sections d'un toron T^{α} et les Lignes d'un toron $T^{\alpha'}$

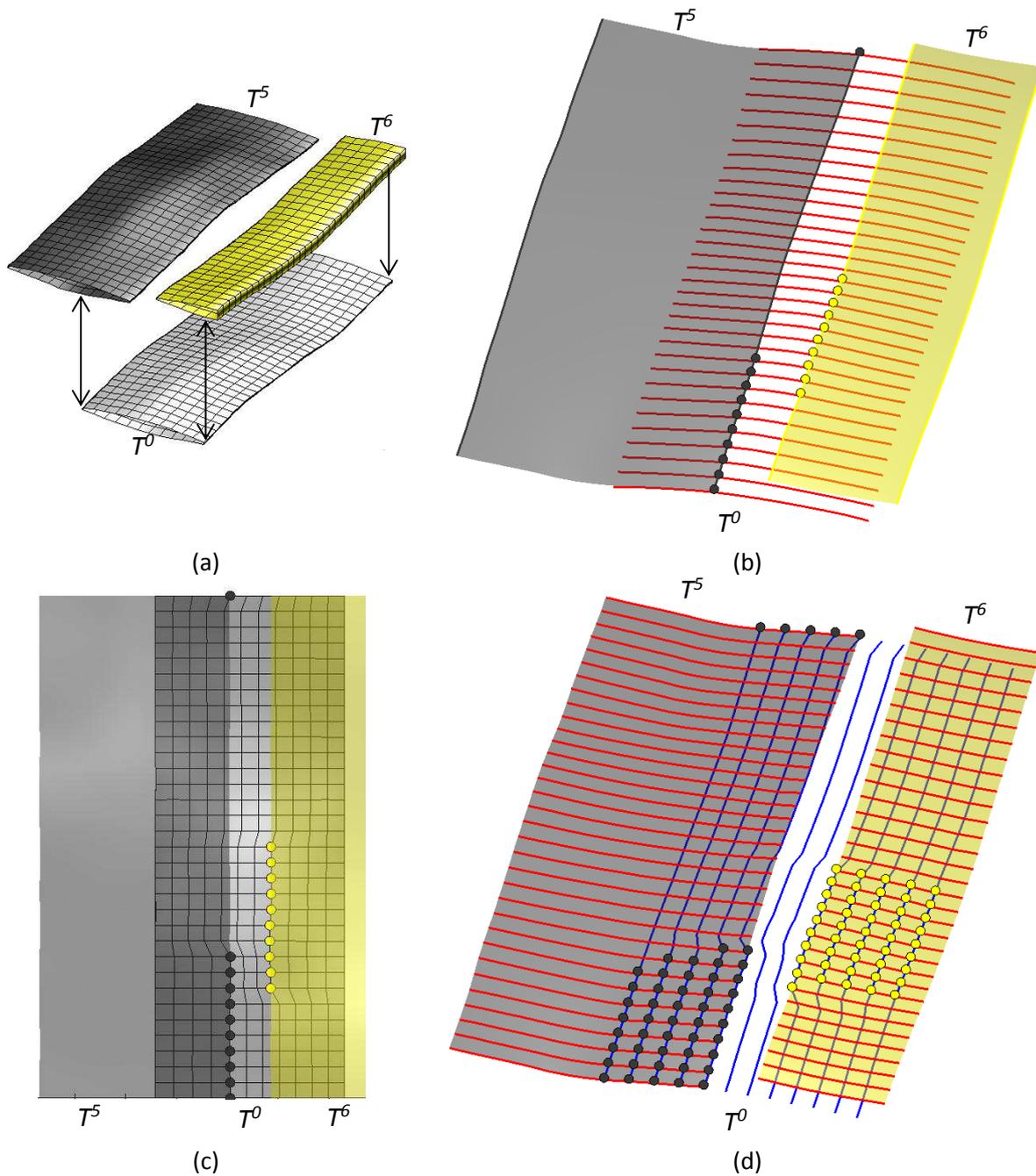


Figure 3.9 : (a) torons dans une configuration longitudinale, (b) points de contact entre les bords des torons T^5 et T^6 avec les Sections Supérieures du toron T^0 , (c) grille de T^0 reconstruite afin de tenir compte des points de contact précédemment détectés, (d) points de contact entre les Lignes de T^0 et les Sections Inférieures de T^5 et de T^6 , après reconstruction de la grille de T^0

3.4 Reconstruction d'une grille de toron

3.4.1 Stratégie de reconstruction d'un toron afin d'assurer la conformité des grilles

Comme présenté par le schéma de la Figure 3.1, les grilles de torons vont être reconstruites à partir des Lignes ou des Sections afin de prendre en compte les différentes zones de contact. Au

niveau de la terminologie, notons qu'une zone de contact est différente d'une interface : alors qu'une zone de contact est propre à un seul et unique toron, une interface appartient à deux torons en contact. Par conséquent, lorsque deux torons sont en contact, il existe bel et bien deux zones de contact dont la fusion, possible si les deux torons sont conformes, génère l'interface entre les deux torons. Comme nous l'avons vu dans la section 3.3, les zones de contact sont indicées et sont définies par un ensemble de points donnés. La stratégie permettant d'assurer la conformité des grilles de toron est la suivante :

Soit deux torons T^1 et T^2 en contact respectivement au niveau de la zone α et β .

- Les deux nouvelles grilles reconstruites des torons T^1 et T^2 doivent inclure tous les points de contact respectivement des zones α et β .
- Pour chaque point de contact affecté au toron T^1 , il existe un autre point de contact affecté au toron T^2 , dont la position est strictement identique à celle du premier point. De cette façon, les points des grilles reconstruites de deux torons en contact sont identiques au niveau des zones α et β .
- Afin d'assurer la conformité entre les deux torons T^1 et T^2 (et rendre possible leur fusion), la connectivité des points appartenant aux zones α et β des grilles reconstruites doit être la même. Pour cela, elle est imposée

3.4.2 Préliminaire : reconstruction d'un toron à partir des Lignes ou des Sections, sans prise en compte de points de contact

Soit p un paramètre d'échantillonnage. Un nouvel échantillonnage de $p+1$ points peut être réalisé à partir de n'importe quel spline du toron, Ligne ou Section. En réalisant cette opération sur toutes les Lignes du toron $(L_i)_{0 \leq i \leq n}$, $n+1$ nouvel ensemble de points $(P_{ij})_{0 \leq i \leq p}$ sont générés. En prenant soin d'ordonner ces points de la même façon pour toutes les Lignes, une nouvelle grille structurée $(P_{ij})_{0 \leq i \leq p, 0 \leq j \leq n}$ du toron est construite. Le même processus peut s'appliquer aussi sur les Sections du toron, en prenant soin de reconstruire une première grille correspondant à la partie supérieure du toron, et une seconde grille (avec le même paramètre d'échantillonnage que la première) pour la partie inférieure. En concaténant les deux grilles, une nouvelle grille structurée $(P_{ij})_{0 \leq i \leq m, 0 \leq j \leq p}$ de toron est constituée. Notons que dans le cas des Sections une dernière vérification doit être faite afin de conserver la périodicité de la grille, en égalisant la position des points des Sections extrêmes du toron.

3.4.3 Insertion des zones de contact dans une grille de toron

Comme présenté dans la section 3.3, pour reconstruire les grilles de torons de façon à inclure et à connecter les différents points définissant une zone de contact, on se sert des informations contenues dans les matrices C est associée à chaque Ligne et à chaque Section (position des points de contact, couleur, et indice de connectivité). La présentation de l'algorithme (voir ci-dessous) est réalisée pour une reconstruction d'une grille à partir de ses Lignes uniquement, mais son fonctionnement est similaire pour une reconstruction à partir de ses Sections uniquement (à une limitation près, précisée ci-dessous). Dans ce cas, il est nécessaire que l'intégralité des points de contact que la grille du toron doit contenir soit contenue dans les matrices C associées uniquement à des Lignes, ou uniquement à des Sections. Le cas particulier où, dans un même toron, certains points de contact sont associés à des Lignes, et d'autres à des Sections (contact entre torons longitudinaux, voir section 3.3.3.c), est présenté dans la section 3.4.4.

Présentation de l'algorithme

Chaque Ligne est échantillonnée en $p+1$ points, avec p le nouveau paramètre d'échantillonnage de la grille. Généralement, $p+1$ est égal au nombre initial de points se trouvant sur la Ligne (soit $m+1$ points, voir la section 3.2.5.a). Cependant, dans le cas de renfort très dense avec des zones de contact étendues, il est possible qu'il y ait plus de points de contact détectés sur une même Ligne que le nombre initial de points se trouvant sur la Ligne. Dans ce cas, $p+1$ est égal au nombre initial de points se trouvant sur la Ligne. En revanche, s'il s'agit de points de contact détectés sur une Section, l'algorithme échoue si leur nombre est supérieur au nombre initial de points se trouvant sur la Section (soit supérieur à n , voir la section 3.2.5.b). Sans rentrer dans des détails algorithmiques, notons que cette limitation a volontairement été introduite afin de simplifier la programmation de la procédure. Un développement plus poussé du code peut donc permettre de lever cette limitation.

Le nouvel échantillonnage des Lignes se déroule en trois étapes :

- 1.** Quelques zones de contact, comme la zone jaune sur la Figure 3.10a doivent être partitionnées. Cela arrive lorsque deux torons se touchent en plusieurs endroits distincts, comme par exemple deux torons en contact à leurs extrémités, séparés au milieu par le passage d'un ou plusieurs torons. Ces différentes zones sont repérées grâce à l'indice de connectivité des points qu'elles contiennent : lorsqu'un écart supérieur à 1 est observé au niveau de ces indices, la zone de contact doit être divisée. Sur la Figure 3.10a, on peut en effet voir que les indices de connectivité des points jaunes passent soudainement de $k+1$ à $k+2+q$, avec $q>0$. Des couleurs différentes sont ensuite données aux points en fonction de leur appartenance à une partie de la zone de contact, comme montré sur la Figure 3.10d.
- 2.** Les zones de contact sont ordonnées en fonction du point le plus proche de l'extrémité $i=0$ du toron qu'elles contiennent. Par exemple, on peut voir sur la Figure 3.10d que la zone jaune est positionnée avant la zone orange, qui est positionnée avant la zone grise.
- 3.** Chaque Ligne est ensuite échantillonnée progressivement, en procédant zone par zone dans l'ordre déterminé précédemment. L'algorithme de reconstruction suit trois règles : (R1) chaque Ligne doit au final contenir $p+1$ points, (R2) aucun nouveau point ne doit être inséré entre deux points de contact d'une même zone, et (R3) les points de contact d'une même zone ayant le même indice de connectivité doivent être connectés, *i.e.* ils doivent être repérés sur leur Ligne par le même indice i , comme montré sur les Figure 3.10b, c et d. Ainsi, sur la Figure 3.10b, la Ligne $j=0$ est tout d'abord échantillonnée entièrement en $p+1$ points (les "+" sont des points d'échantillonnage ajoutés sur les Lignes) car elle ne contient aucun point de contact. Ensuite, les Lignes contenant des points de contact jaune sont échantillonnées de façon à les inclure. Sur la Figure 3.10c, on passe à la zone de contact suivante, de couleur orange, où l'échantillonnage des Lignes qui contiennent des points de contact de cette zone continue. Enfin, la Figure 3.10d montre l'inclusion de la dernière zone de contact, en procédant de la même manière qu'auparavant. Une dernière étape termine l'échantillonnage des Lignes sur lesquelles il manque des points (les Lignes $j=1$ et $j=5$).

3.4.4 Cas des torons contenant des points de contact sur leur Lignes et sur leur Sections

L'algorithme de reconstruction d'une grille fonctionne à partir des Lignes uniquement ou des Sections uniquement, mais pas des deux à la fois. Par conséquent, lorsqu'un toron contient des points de contact sur ses Lignes et sur ses Sections, ce qui arrive lorsqu'il est en contact longitudinal avec un autre toron (voir la section 3.3.3), il faut transférer les points de contact détectés sur les Sections vers les Lignes (choix arbitraire, l'inverse est aussi possible). Pour cela, la stratégie utilisée est de reconstruire la grille des torons à partir de ses Sections uniquement, grâce aux matrices C

auxquelles elles sont liées. Une fois la grille reconstruite, chaque point de contact a une position déterminée par ses coordonnées (i,j) . Ainsi, pour chaque toron T^α , le point P_{ij}^α peut être stockés dans la matrice C_i^α liée à la Ligne L_i^α , en gardant la même couleur de zone de contact qu'auparavant (celle qu'on lui a attribuée la première fois lorsqu'il a été stocké dans la matrice C liée à la Section sur laquelle le contact a été détecté), et en prenant j comme indice de connectivité. De cette façon, les matrices C liées aux Lignes de chaque toron contiennent bien les points de contact qu'on leur a attribués initialement, ainsi que les points de contact qui ont été attribués aux Sections du toron. Tous les points de contact détectés sur un toron sont bien présents dans l'ensemble de ses Lignes, la reconstruction de sa grille peut donc être effectuée à partir des Lignes uniquement, sans risque d'oubli.

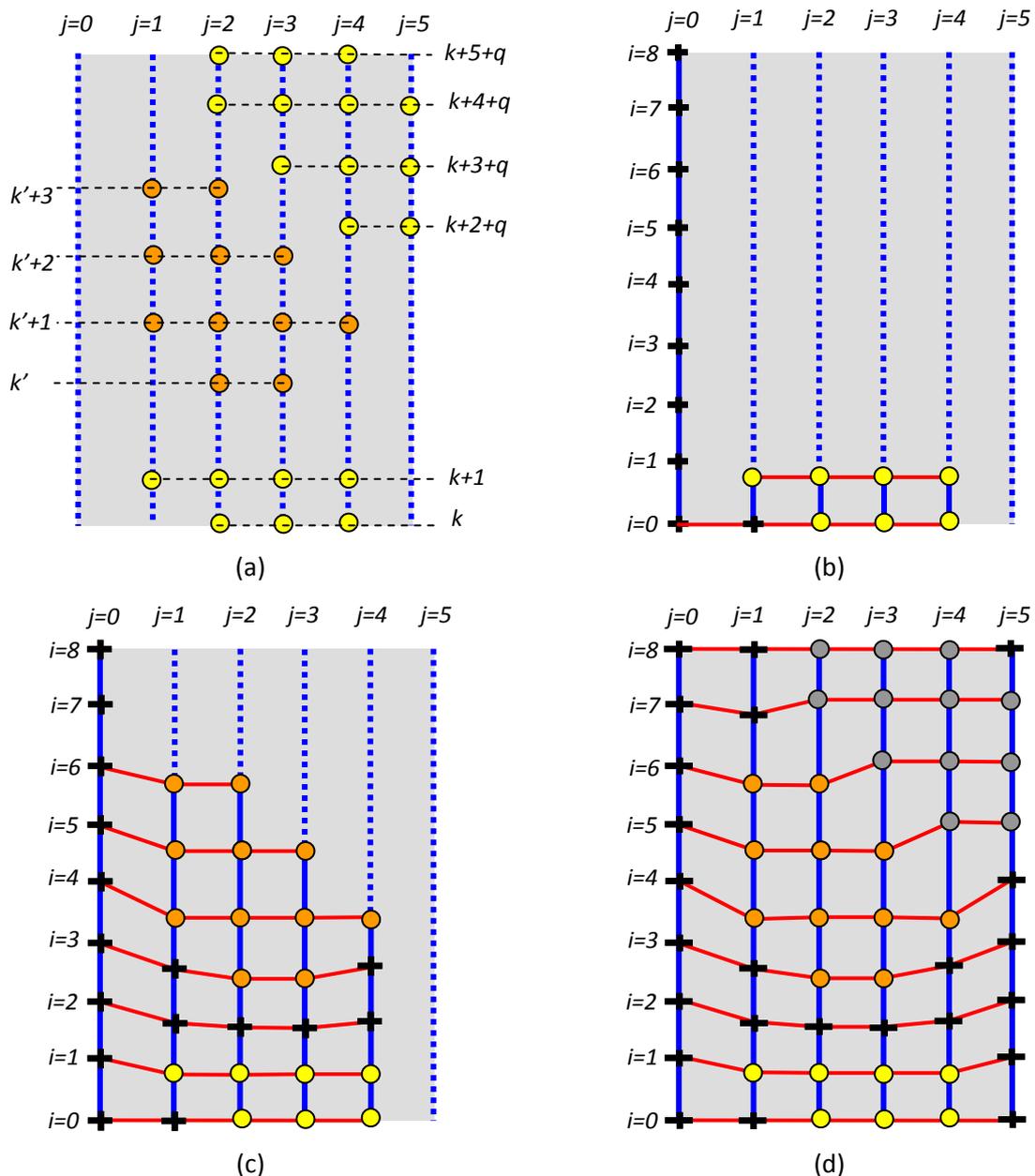


Figure 3.10 : (a) Lignes et points de contacts associés, les valeurs de gauche et de droite sont les indices de connectivité avec $q>0$; (b) première étape de reconstruction d'une grille après échantillonnages successifs des Lignes avec $p=8$: inclusion de la première zone de contact (les "+" sont des points d'échantillonnage ajoutés sur les Lignes), (c) deuxième étape : inclusion de la seconde zone de contact, (d) dernière étape : inclusion de la dernière zone de contact

3.4.5 Reconstruction des grilles finales conformes et périodiques, et erreurs géométriques

Finalement, la détection de points de contact entre torons longitudinaux nécessite deux reconstructions intermédiaires de leur grille : une pour permettre la détection des contacts entre les bords des torons et les surfaces des autres torons (voir la section 3.3.3), et une autre afin de transférer les points de contact affectés à des Sections sur les Lignes des torons (voir la section 3.4.4). Puisque ces deux reconstructions modifient le chemin des Lignes, la détection des points de contact entre torons longitudinaux doit être faite avant la détection des points de contact entre torons transverses, comme présenté initialement par le graphe de la Figure 3.1. Ainsi, les points de contact détectés entre torons transverses vont ensuite s'ajouter à la liste des points de contact détecté entre torons longitudinaux, comme le montre la Figure 3.11a, puis une dernière reconstruction donnera aux grilles de torons leur structure finale, prenant en compte l'ensemble des zones de contact précédemment détectées et assurant leur conformité les unes par rapport aux autres, montré sur la Figure 3.11b.

A chaque étape de détection de points de contact ou de reconstruction des grilles, la périodicité des grilles dans le sens de leur longueur est vérifiée. En effet, bien que les grilles en entrée de la procédure soient périodiques, d'infimes erreurs numériques (inévitables) peuvent permettre la détection d'un point de contact à une extrémité alors qu'elle n'est pas acquise à l'autre extrémité du toron. Dans ce cas, des points de contact sont ajoutés si nécessaire après reconstruction des grilles, puis un ajustement des positions des points aux extrémités du toron est effectué. De plus, en fonction du motif de tissu représenté, des torons peuvent être coupés en bord de cellule, dans le sens de leur longueur. C'est le cas par exemple des torons T^1 , T^4 et T^6 sur la Figure 3.11a. Une étape supplémentaire s'ajoute donc à la procédure complète pour s'assurer que la partie latérale de chaque grille de ce type de toron soit bien périodique avec celle du toron opposé.

Enfin, chaque interpolation ou échantillonnage présenté dans ce chapitre introduit une erreur géométrique qui éloigne inévitablement la solution finale de la géométrie de départ. Cependant, ces erreurs géométriques restent maîtrisables grâce à deux paramètres :

- le paramètre de distance δ à partir duquel deux torons sont considérés en contact. Comme il l'a été expliqué dans la section 3.3.2, les points de contact s'éloignent de la surface des torons d'une distance $d \leq \delta/2$ car ils sont construits à mi-distance entre la spline sur laquelle ils doivent se trouver et une autre spline d'un autre toron. Ce paramètre permet donc à l'utilisateur de gérer les erreurs géométriques locales créées au niveau des zones de contact entre deux torons. Toutefois, trop diminuer ce paramètre comporte évidemment le risque de ne plus détecter le contact entre torons.
- le paramètre de taille de maille h (voir la section 3.2.2), qui détermine la densité d'échantillonnage de la grille des torons. En diminuant ce paramètre, on diminue naturellement les erreurs géométriques. Notons que, si ce n'est au niveau des temps de calcul, il n'y a pas de limite pour affiner la représentation géométrique du toron.

Pour une cellule de 10mm x 10mm, plusieurs paramétrages ont été testés. Il a été fixé comme objectif d'obtenir une erreur géométrique (distance maximale entre un point de la grille et la surface de la géométrie initiale) inférieure à 20% de la taille de maille minimale présente dans le maillage (ce que l'on a considéré comme négligeable). La procédure proposée dans ce chapitre permet d'atteindre cet objectif sans problème, en fixant par exemple h à environ 0,1mm, et δ à 0,03mm. Dans ce cas, l'éloignement maximum d'un point de contact par rapport à la géométrie du toron est de 0,015mm, soit 15% de h . La grille du toron visible sur la Figure 3.11 a été généré avec ces paramètres.

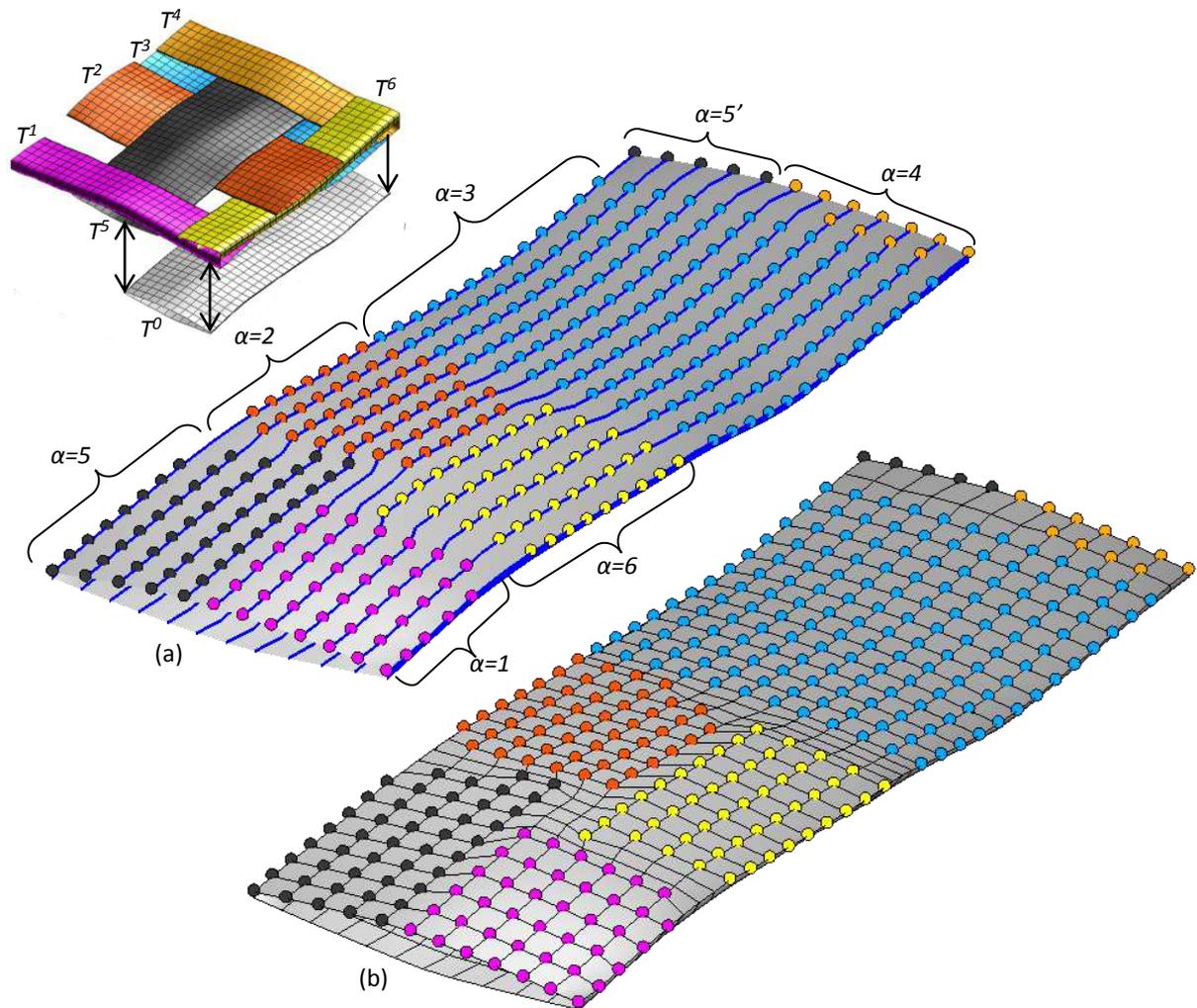


Figure 3.11 : (a) ensemble des points de contact obtenus, (b) grille finale obtenue après reconstruction, incluant l'ensemble des points de contact des différentes zones

Il a jusqu'ici été montré comment obtenir des grilles 3D de torons, périodiques et conformes au niveau des zones de contact, à partir d'une géométrie, ou d'un maillage, de renfort tissé. Rappelons toutefois que l'objectif de ce chapitre est la construction d'un maillage de CER de CMO tissé. Pour cela, avant d'obtenir le maillage d'une CER, il est nécessaire de passer d'un ensemble de grilles 3D à une géométrie de CER de CMO tissé. C'est l'objet de la partie suivante.

3.5 Construction d'une géométrie périodique et conforme de cellule mésoscopique de CMO tissé

Afin de générer une géométrie d'une cellule mésoscopique de CMO tissé, une procédure CAO a été développée. Le principal avantage de cette procédure est qu'elle utilise des objets basiques en tant que donnée d'entrée, pendant la procédure et en sortie (points, segments, contour et face plane), et n'utilise aucune opération booléenne ou autres fonctions pouvant diminuer son champ d'application. Sa complexité a été volontairement épurée au maximum afin d'une part de faciliter son implémentation, et d'autre part de lui donner une robustesse qui ne dépend que de la qualité des données d'entrées. La présentation de la procédure s'articule autour des étapes présentées initialement sur la Figure 3.1.

3.5.1 Construction des surfaces du renfort et des interfaces entre torons

Les grilles de points périodiques et structurés de chaque toron, créées à la fin de la procédure présentée dans les paragraphes précédents, sont directement utilisées en tant que données d'entrée sous la forme d'un tableau de points dont la structuration s'identifie à celle de la grille. En chacune des lignes de ce tableau se trouve deux informations : les coordonnées spatiales du point et sa couleur, *i.e.* son indice de zone de contact, noté α .

Soit m et n les paramètres d'échantillonnage de la grille respectivement dans la direction u , *i.e.* dans le sens des Sections, et v , *i.e.* dans le sens des Lignes. Soit \mathbf{V} le vecteur de périodicité de la grille selon la direction u . Chaque point du tableau est transformé en un point topologique P_{ij} où i et j sont les coordonnées du point dans la grille, avec $0 \leq i \leq m$ et $0 \leq j \leq n-1$ (voir la Figure 3.3). Ensuite, deux familles de segments EU et EV sont créées, grâce à la conservation de la structure de la grille périodique de toron, tels que :

$$EU_{ij} = [P_{ij} P_{i+1j}] \quad \text{avec } 0 \leq i \leq m \text{ et } 0 \leq j \leq n \quad (3.15)$$

$$EV_{ij} = [P_{ij} P_{ij+1}] \quad \text{avec } 0 \leq i \leq m \text{ et } 0 \leq j \leq n-1 \quad (3.16)$$

$$EV_{0j} = EV_{mj} + \mathbf{V}$$

Ainsi, EU est l'ensemble des segments reliant un point à son voisin dans la grille suivant la direction u et EV est l'ensemble des segments reliant un point à son voisin suivant la direction v (voir la Figure 3.12).

Il faut maintenant représenter la surface des torons. Pour cela, la solution la plus simple est de couper chaque quadrilatère Q_{ij} , définis par l'équation (3.14), en deux triangles plans. En effet, la coplanarité des quatre points constituant les quadrilatères n'est pas assurée, ce qui ne permet pas la génération de surfaces quadrilatères. De plus, l'utilisation des diagonales des quadrilatères pour la construction du contour des interfaces entre torons (voir Figure 3.12) permet de limiter la formation de « marches d'escalier », inévitables lorsqu'il est constitué de bords de quadrilatère. Ainsi, l'ensemble des diagonales ED des triangles est généré dans un premier temps. Pour chaque quadrilatère, il y a deux possibilités. Afin de choisir, l'ensemble des quadrilatères présents dans la grille de toron est divisé en deux groupes : ceux qui ne sont pas traversés par le contour d'une interface, comme le quadrilatère A sur la Figure 3.12, et ceux qui sont traversés par le contour d'une interface, comme le quadrilatère B sur la Figure 3.12. Un quadrilatère est traversé par le contour d'une interface uniquement s'il possède un seul de ses points d'une couleur différente de celle des trois autres. Dans ce cas, afin de préserver la continuité du contour de chaque interface, c'est la diagonale reliant deux coins de la même couleur qui est construite. Sinon, afin de maximiser le rapport d'aspect des triangles générés, c'est la diagonale ayant la longueur la plus petite qui est choisie. Une fois les diagonales construites, les triangles sont générés en prenant soin de correctement choisir les segments EU , EV et ED définissant son contour. Au final, ce sont $2 \times m \times (n-1)$ triangles qui sont générés. Une couleur est ensuite affectée à chaque triangle : si ses trois sommets partagent la même couleur, le triangle prend cette couleur, sinon il est considéré comme blanc, comme montré sur la Figure 3.12. Ainsi les zones de contact sont clairement définies par l'ensemble des triangles qui partagent la même couleur.

Deux points importants peuvent être soulignés par rapport à la procédure décrite ci-dessus :

- Les surfaces triangulées obtenues sont périodiques, car aucun point n'a été déplacé.
- la triangularisation effectuée dans les zones de contact d'un toron est strictement la même que celle effectuée dans les zones de contact jumelles des autres torons. Par conséquent, deux torons possèdent des points à la même position et ayant la même connectivité au niveau de leur zone en contact, *i.e.* les surfaces de torons constituées de multiples triangles sont conformes.

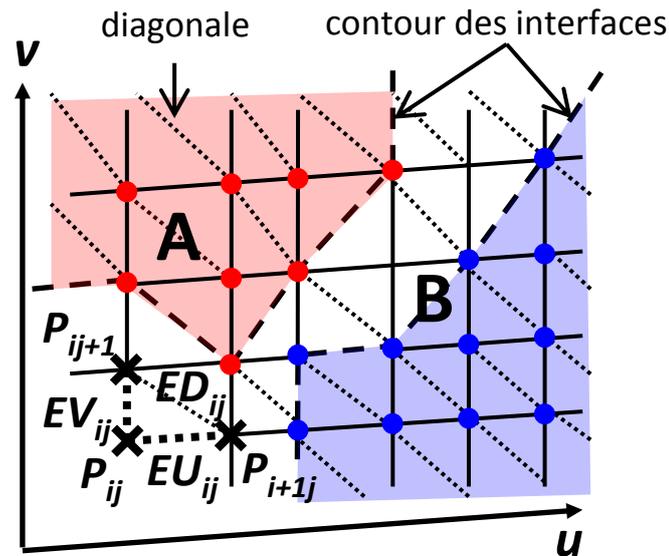


Figure 3.12 : entités topologiques primaires créées à partir d'une grille de toron et triangularisation associée

3.5.2 Création des faces externes du composite

La géométrie de chaque surface de toron, aussi communément appelée la « peau » des torons, est créée. Pour faire une géométrie de composite, il reste maintenant à les inclure dans une boîte représentant le volume de matrice. Comme expliqué dans le Chapitre 2 (section 2.4.3.a), avoir des géométries conformes de toron présente l'avantage de pouvoir créer aisément un volume de matrice correctement fermé, qu'il est possible de remplir de tétraèdres grâce à un outil de maillage automatique. De ce fait, la procédure ne requiert pas l'utilisation d'un logiciel (de CAO par exemple) ni d'opérations booléennes qui peuvent s'avérer complexes et instables.

Un exemple possible de disposition des torons sur une face externe est représenté sur la Figure 3.13, sur lequel nous nous appuyerons par la suite. Notons que les faces coupant les torons dans le sens longitudinal, soit uniquement la face F sur la Figure 3.13, sont déjà composées de multiples triangles. En effet, ces faces étant comprises dans la grille de toron, elles ont été construites par la procédure de triangularisation présentée dans le paragraphe précédent. La création des faces externes du composite s'articule en trois étapes :

1. Les premières faces construites sont les extrémités des torons, soit les faces A, B, C, D et E. Il s'agit simplement des faces dont le contour est formé par la connexion des segments EV_{0j} et EV_{mj} dans l'ordre de leur numérotation, avec $0 \leq j \leq n$.
2. Afin de créer les faces externes liées au volume de matrice, il faut tout d'abord construire les segments manquants de la boîte externe. Il s'agit des segments pointés par une flèche sur la Figure 3.13. Ils sont constitués des segments des deux faces supérieures et inférieures du composite, et des segments sur le bord de la boîte permettant de relier les torons aux segments précédents, ou éventuellement de relier les torons entre eux dans le cas où, par exemple, le toron E et le toron F n'étaient pas en contact.
3. Enfin, le contour des faces liées au volume de matrice, soit les faces 1, 2, 3 et 4, sont construits par un algorithme. Tout d'abord, l'ensemble des segments EU et EV inclus dans une face externe sont stockés dans une liste. De cette liste sont enlevés tous les segments appartenant à une interface entre torons, représentés en pointillés sur la Figure 3.13. Le premier segment de la liste est ensuite extrait, puis chaque segment restant est testé afin de vérifier s'il peut se connecter au segment extrait. Si oui, le segment est retiré de la liste et est

connecté au segment extrait. L'opération précédente est renouvelée jusqu'à ce qu'aucun segment de la liste ne puisse se connecter aux segments extraits. Dans ce cas, les segments extraits de la liste forment un contour d'une face externe. L'algorithme est ensuite réinitialisé en extrayant un nouveau segment parmi ceux restant dans la liste, et en recommençant les tests de connexion. Lorsque la liste est vide, tous les contours externes ont été créés, permettant enfin de construire l'ensemble des faces externes liées au volume de matrice.

Notons que la périodicité des grilles de torons permet de s'assurer que chaque face externe a une jumelle par translation selon un vecteur de périodicité de la cellule.

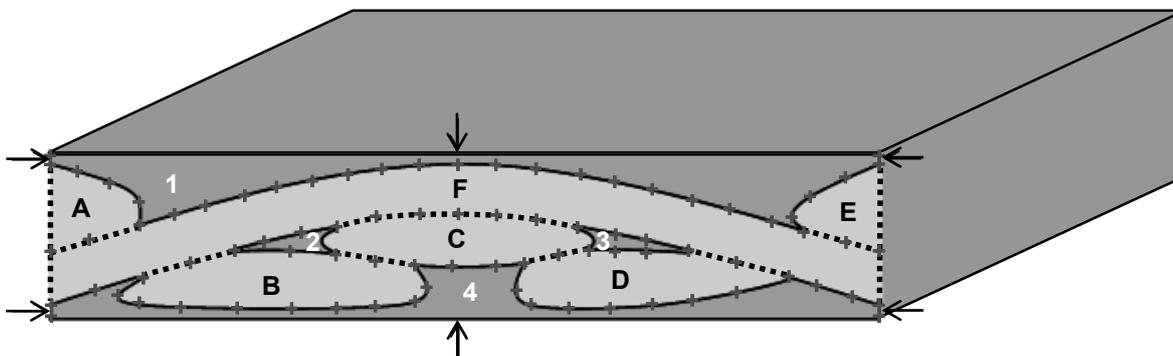


Figure 3.13 : points, segments et faces externes d'un bord d'une CER de CMO tissé

3.5.3 Exportation de la géométrie

La géométrie périodique et conforme du composite est terminée. Maintenant il faut être capable de la mailler, et de donner aux éléments un comportement. Il faut donc être capable de générer/exporter la géométrie et d'identifier ses éléments (interfaces, surfaces des torons, faces externes). Pour cela, chaque zone de contact, chaque face externe ainsi que tous les triangles des surfaces de torons sont tout d'abord indexés. Ensuite, afin de créer une unique surface commune entre deux torons, les deux zones de contact conformes sont fusionnées, formant une interface unique. Enfin, ces géométries peuvent être exportées dans un format standard, comme par exemple le format *iges*, utilisé par l'auteur, afin d'être lisible par la majorité des outils de maillage. Afin de bien séparer les interfaces des surfaces de torons, elles sont toutes exportées dans un premier fichier *iges*, et les surfaces de toron (parsemées de trous correspondant à l'emplacement des interfaces) sont exportées dans un second fichier *iges*. En effet, une exportation directe des surfaces de torons avec interfaces n'aurait pas permis à l'utilisateur de localiser *a posteriori* les interfaces (elles auraient été « noyées » dans la géométrie du toron). Les faces externes du composite sont quant à elles exportées dans un troisième fichier *iges*.

3.6 Maillage de la géométrie de CMO tissé

Plusieurs outils ont été utilisés afin de générer un maillage tétraédrique volumique d'une cellule mésoscopique de CMO tissé. Ces outils sont diffusés par Distene¹, et utilisent les algorithmes développés à l'INRIA au sein du projet GAMMA² (à l'origine de nombreux logiciels de maillage). Plus précisément, sont utilisés :

- BLSURF : maillage de surfaces

¹ <http://www.distene.com/fr/build/offer.html>

² <http://www-roc.inria.fr/gamma/gamma/Accueil/index.fr.html>

- YAMS : remaillage optimisé
- GHS3D (ou Tetmesh) : maillage tétraédrique

Notons que les différents points abordés dans ce paragraphe sont illustrés dans la section 3.7.

3.6.1 Premier maillage surfacique périodique

La géométrie complète du composite est donnée en entrée à BLSURF. Chaque triangle composant les surfaces de torons sont interprétés comme autant de « patches » à mailler, *i.e.* de surfaces à mailler dont il faut conserver le contour. Par conséquent, en donnant à BLSURF comme paramètre de taille de maille minimum le paramètre h , utilisé lors de l'échantillonnage des surfaces de torons (voir la section 3.2.2) et correspondant environ à la taille d'un triangle, aucun triangle ne sera subdivisé. Par conséquent, le maillage des surfaces de torons obtenu correspond en tout point à la discrétisation de leur géométrie. Seules la triangularisation des faces externes est laissé libre à l'outil. Le principal avantage de guider le maillage de cette façon est d'assurer la périodicité des contours des faces externes, puisque la discrétisation intrinsèque à la géométrie est elle-même périodique comme nous l'avons vu dans les sections précédentes.

3.6.2 Amélioration du maillage

Le précédent maillage surfacique obtenu est ensuite reconstruit avec YAMS. La donnée d'entrée est ici un maillage, par conséquent, à partir de cette étape, la procédure est indépendante de la géométrie du composite. Les différentes surfaces en présence sont donc interpolées par YAMS à partir des noeuds, puis remaillées afin d'améliorer la qualité du maillage surfacique, *i.e.* l'outil assure la génération de triangles les plus équilatéraux possible. Cependant, cette étape reste une optimisation surfacique du maillage, et n'empêche pas la génération d'éléments volumiques de faible qualité géométrique coincés dans une zone où deux surfaces sont proches. Pour cela, une solution est d'augmenter la finesse du maillage, localement dans ces zones. Quelle que soit l'architecture considérée, deux zones de ce type ont été identifiés : au niveau des fines couches de matrice situées entre le renfort et les faces externes inférieures et supérieures du composite, et au niveau du contour des interfaces. Un raffinement local est donc appliqué de façon automatique en ces endroits, ce qui est possible car les interfaces et leur contour sont clairement identifiés. Les paramètres de ce raffinement, comme la taille de maille minimale, la taille de maille maximale ou le choix de la fonction de déraffinement (linéaire, quadratique, etc.), sont entièrement définis au préalable par l'utilisateur.

3.6.3 Périodicité du maillage

Afin de ne pas perdre la périodicité du maillage, la topologie du contour des faces externes est figée. Ainsi, une fois l'amélioration du maillage surfacique précédente réalisée, la moitié des faces externes est dupliquée puis translatée selon un vecteur de périodicité pour remplacer l'autre moitié des faces externes, ce qui permet de recréer la périodicité du maillage.

3.6.4 Maillage volumique

Le maillage volumique tétraédrique est généré par GHS3D en remplissant les volumes correctement fermés des torons et de la matrice. La topologie du maillage surfacique obtenu précédemment est maintenue intacte, ce qui permet de conserver la périodicité et d'obtenir une finesse de maillage plus importante au niveau des contours des interfaces.

Une procédure de création de maillage volumique de CER de CMO tissé a été présentée. Les maillages créés sont périodiques, leur densité est paramétrable et peut être augmentée localement, et ils sont conformes grâce à la création automatique d'interfaces communes entre torons en contact (voir la section 2.4.3.a). Cette procédure doit maintenant être validée. C'est l'objet de la partie suivante.

3.7 Validation de la procédure et résultats

3.7.1 Démarche de développement du code et validation de la procédure par étapes : utilisation des modèles Gentex et Hivet et Boisse.

La longueur de la procédure présentée dans ce chapitre a nécessité de procéder par étapes, en partant de cas géométriquement simple, et en allant progressivement vers les cas les plus complexes. Ainsi, le modèle géométrique Gentex, développé par [Couegnat 2008] et présenté dans la section 2.2.1.d, a été tout d'abord utilisé. Il permet, de façon simple et rapide, d'obtenir de nombreux types d'architectures différentes et d'imposer, ou non (mais sans cohérence géométrique entre les torons en contact), un espace entre torons. De cette façon, la procédure a pu être validée pour des CMO tissés 2D et 3D d'une complexité croissante : (i) sans aucun contact entre torons, (ii) avec uniquement des contacts transverses, puis (iii) avec des contacts transverses et longitudinaux. Afin de passer à l'étape suivante, qui est la gestion de géométries déformées par un calcul EF, le modèle [Hivet et Boisse 2005] a été utilisé. Il a l'avantage de représenter de façon cohérente l'architecture de tissu 2D, et de fournir une géométrie qu'il est possible de directement importer dans le logiciel Abaqus, sur lequel la modélisation de la mise en forme a été développé (voir le Chapitre 4 section 4.3). Cette dernière étape a permis de valider la procédure dans le cas de stratification de tissu 2D, avec imbrication des plis (nesting) et compaction élevée (jusqu'à 50%).

La validité de la chaîne est démontrée dans cette partie au travers d'un cas test, et dans le chapitre suivant au travers des maillages générés. Ici, le cas-test correspond à un empilement de quatre plis de taffetas équilibré, dont l'imbrication est supposée maximale. La géométrie initiale du renfort est obtenue à partir d'un maillage EF hexaédrique déformé après un calcul de compaction (voir le Chapitre 4 section 4.3.4.a). Ce cas-test est un bon démonstrateur car le renfort est très dense, avec énormément de contacts de type longitudinal et transverse de différentes aires, et se localisant en des endroits différents sur la surface des torons. Il illustre l'objectif fixé : générer de façon automatique une géométrie et un maillage conforme de CMO tissé à l'échelle mésoscopique, avec conservation de la continuité des surfaces des torons et prise en compte de la déformation du renfort.

3.7.2 Validation des géométries : importation puis traitement dans un logiciel commercial

Les géométries générées sont exportées dans un format *iges* standard, et sont donc lisibles et exploitables par tout outil de maillage. La Figure 3.14 montre la visualisation des différentes géométries composant la cellule de composite dans le logiciel commercial de calcul par EF Abaqus. Un test d'importation a aussi été réalisé sur le logiciel de CAO CATIA, et dans le logiciel de calcul EF ZéBuloN, co-développé à l'Onera, voir Figure 3.16. Toutes les géométries peuvent être facilement importées puis traitées, validant la robustesse de la procédure présentée dans ce manuscrit.

Rappelons que la géométrie des surfaces de torons est discrète, comme le montre la Figure 3.14c. Cependant, l'utilisateur peut maintenant, s'il le souhaite, traiter à nouveau ces géométries afin de les

rendre continues grâce aux fonctions d'interpolation disponibles dans les logiciels de CAO, ou grâce à une procédure plus personnelle. A titre d'exemple, la Figure 3.15a montre une géométrie discrète de toron importée dans Abaqus, sans les interfaces. Avec les outils automatiques d'interpolation et de lissage de surfaces disponibles dans ce logiciel, cette géométrie a été rendue continue, comme on peut le voir sur la Figure 3.15b. Ce point montre qu'aucune forte discontinuité ou erreur géométrique n'est générée par la reconstruction des surfaces de toron effectuée par la procédure.

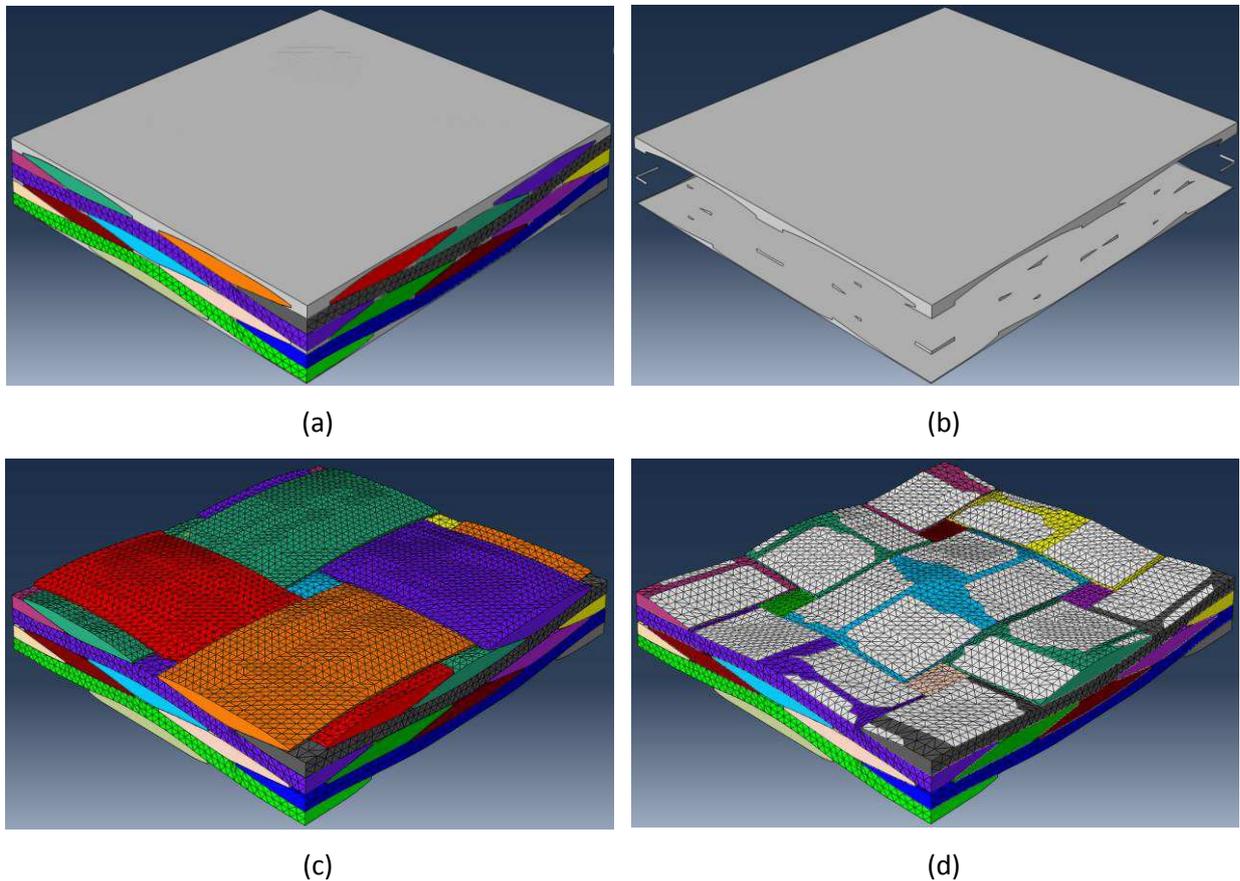


Figure 3.14 : exemples d'importation dans Abaqus des géométries (a) de la CER complète, (b) des faces des interfaces entre torons (en blanc).

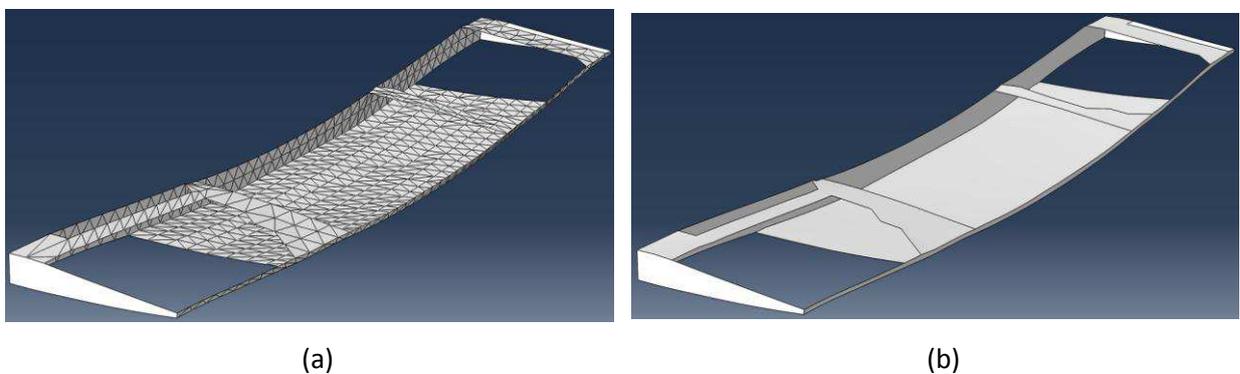


Figure 3.15 : (a) géométrie discrète de toron privée des interfaces, (b) géométrie continue

3.7.3 Maillage des géométries

La Figure 3.16 présente le maillage du cas-test. Les géométries ont été créées puis maillées selon la procédure et avec les outils présentés dans la section 3.6. Comme on peut le remarquer sur la Figure 3.16a et c, la discrétisation de la géométrie des torons a entièrement guidée le maillage surfacique de leur peau, permettant d'assurer la périodicité des contours des faces externes de la cellule. Les faces externes (Figure 3.16b et d) sont quant à elles maillées de façon automatique.

La Figure 3.17 présente le maillage amélioré de la cellule précédente. A ce niveau, la géométrie est perdue, il ne reste qu'un maillage qui est optimisé de façon automatique afin d'améliorer globalement la qualité du maillage en le raffinant localement dans les zones où l'on sait que le volume local de la cellule est faible, comme au niveau des contours des interfaces (Figure 3.17c) ou entre le renfort et les faces supérieures et inférieures du composite (Figure 3.17b).

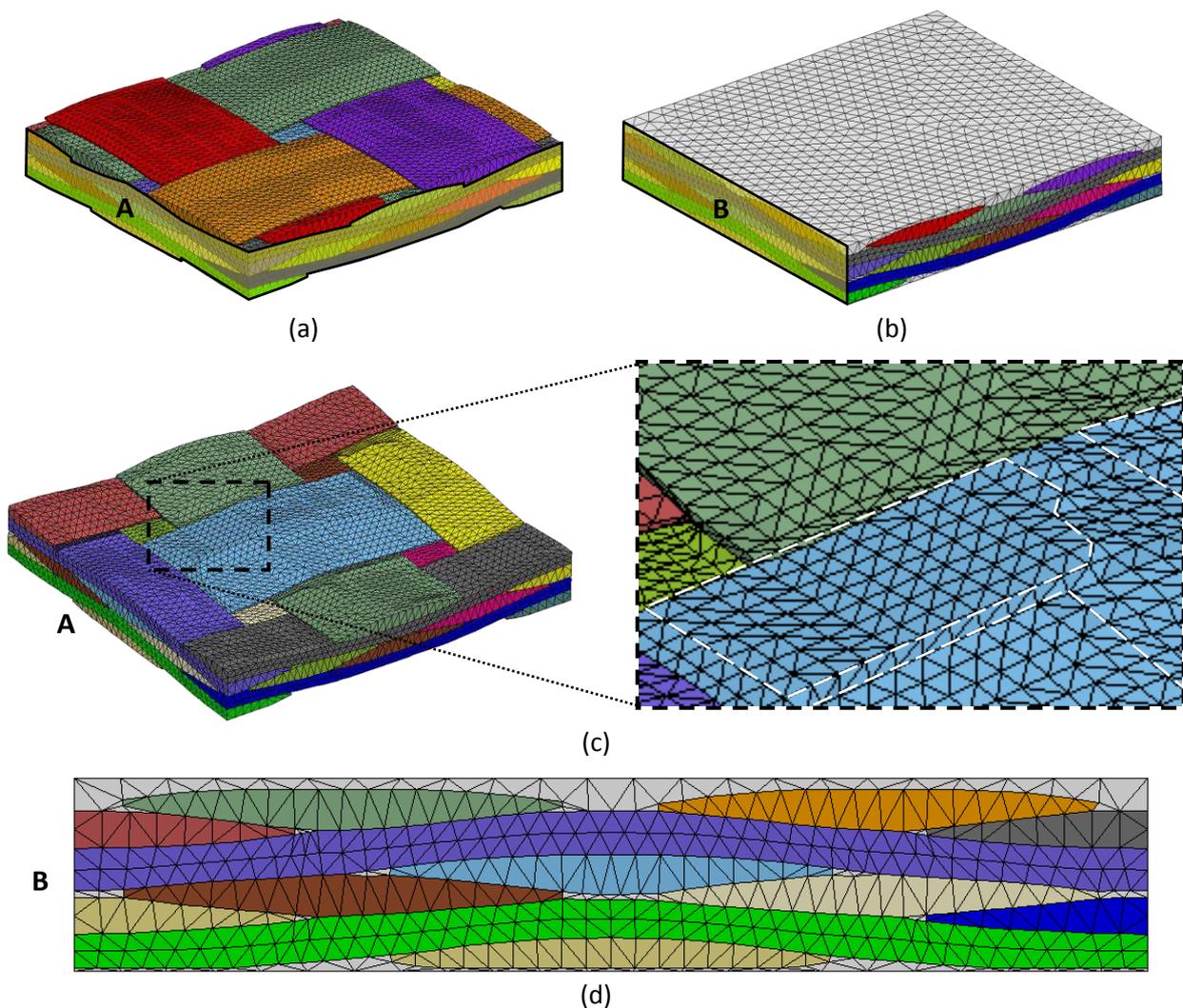


Figure 3.16 : maillage volumique d'une dont le renfort est composé de quatre plis de taffetas avec imbrication maximale cellule de CMO tissé, obtenu sans amélioration du maillage surfacique ; (a) renfort, (b) composite, (c) trois premiers plis du renfort, (e) faces externes.

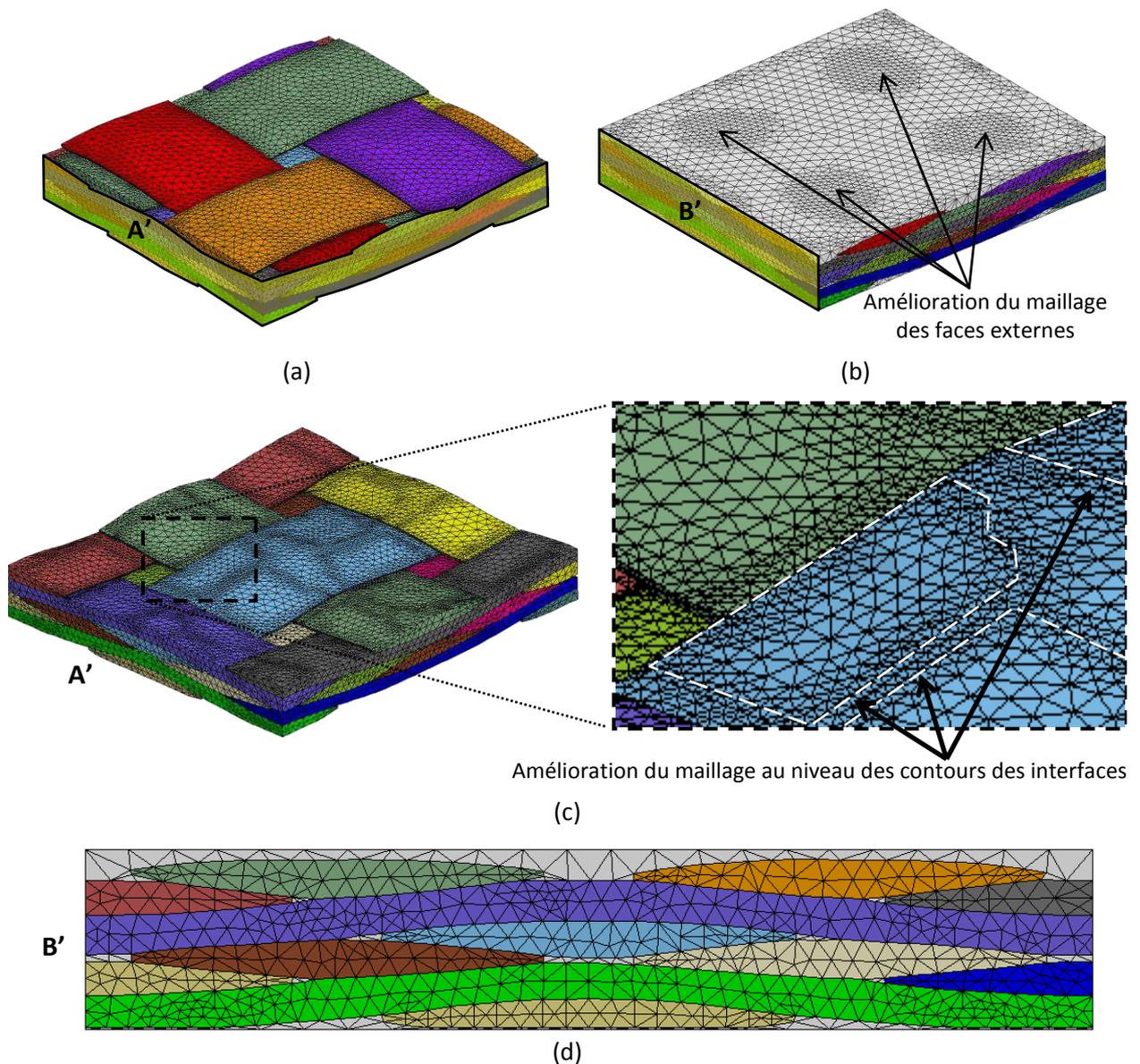


Figure 3.17 : maillage volumique d'une cellule de CMO tissé dont le renfort est composé de quatre plis de taffetas avec imbrication maximale, obtenu après amélioration du maillage surfacique ; (a) renfort, (b) composite, (c) trois premiers plis du renfort, (e) faces externes.

3.7.4 Limitations de la procédure

La procédure de création d'une CER mésoscopique de CMO tissé présente plusieurs limitations :

Fines couches de matrices au dessus et au dessous du composite

Deux fines couches de matrice se situent entre le renfort et la face supérieure et inférieure du composite, comme on peut le voir sur la Figure 3.17b et d. Cette limitation n'étant pas liée à la procédure elle-même, elle pourra être levée suite à un développement supplémentaire qui n'a pas encore été réalisé. Une solution serait par exemple de considérer tous les points des grilles des torons inclus dans une face supérieure ou inférieure du composite comme des points de contact, afin qu'une zone de contact soit découpée sur les peaux des torons, correspondant à la partie débouchante du renfort dans la direction hors-plan.

Contacts latéraux non pris en compte

A l'heure actuelle, la procédure ne gère pas les contacts latéraux entre torons. En effet, pour améliorer la rapidité et la robustesse de la procédure, certaines simplifications d'ordre algorithmique ont été réalisées, qui n'ont pas été présentées dans ce chapitre pour plus de concision. L'une de ces simplifications est le blocage des recherches de points de contact entre les Lignes de la partie inférieure (ou supérieure) d'un toron et les Sections inférieures (ou supérieures) d'un autre toron. Ce type de contact n'apparaîtrait théoriquement que dans le cas de renfort très fortement ondulés (aucun renfort tissé de ce type n'a été rencontré à l'Onera), ou dans le cas de contacts latéraux entre torons. Cette limitation n'est pas propre à la procédure, et peut être levée au prix d'un développement supplémentaire du code actuel.

Problème lié à la reconstruction des grilles de certains torons particuliers

Cette limitation concerne la procédure de reconstruction d'une grille de toron, et a déjà été citée dans la section 3.4.3. En effet, elle peut échouer sur certains torons, lorsqu'ils sont en contact longitudinal avec d'autres torons, et que le nombre de points de contact est supérieur au nombre initial de points se trouvant sur la Section (soit supérieur à n points, voir la section 3.2.5.b). Dans les faits, ce cas est quasi-irréalisable pour la plupart des torons. En effet, il faudrait qu'une même section soit entièrement en contact longitudinal avec un ou plusieurs autres torons sur sa partie supérieure et inférieure, ce qui est difficilement imaginable dans des renforts tissés classiques, qui laissent généralement aux torons une zone libre de tout contact. Cependant, appliquée sur un toron coupé dans le sens longitudinal en bord de CER (comme l'est le toron de la Figure 3.15), et dans une configuration bien particulière, cette limitation peut entraîner l'échec de la procédure. En effet, sur un tel toron, une partie de sa surface est plane et externe à la cellule (comme la face F sur le schéma de la Figure 3.13). Pour conserver cette géométrie, il est donc nécessaire que toutes ses Sections aient au moins deux de leurs points situés sur le bord du composite. Ainsi, si aucun contact n'a été détecté en bord de composite (les torons qui le touchent ne sont donc pas coupés par le bord de la CER), deux points sont imposés lors de la reconstruction de la grille du toron, en plus des points de contact. Si n est le nombre initial de points se trouvant sur chaque Section du toron, le nombre de points de contact détectés sur ces Sections doit donc être inférieur à $n-2$ (et non plus n !). Hors, lorsque le renfort est très dense, et qu'un toron de ce type est en contact avec deux torons longitudinaux, l'un sur sa partie supérieure, et l'autre sur sa partie inférieure, tous deux non coupés par le bord du composite, le nombre de points de contacts détectés peut quelque fois excéder $n-2$. Cette limitation reste assez rare et spécifique à certains renforts. De plus, comme précisé dans la section 3.4.3 et à l'instar de la limitation liée aux contacts latéraux (voir ci-dessus) elle n'est pas propre à la procédure, et peut être levée au prix d'un développement supplémentaire du code actuel.

Triangularisation des surfaces

Les géométries générées sont triangularisées, ce qui peut bloquer leur maillage par des éléments hexaédriques. Toutefois, la possibilité de les lisser, grâce à un logiciel de CAO par exemple (voir 3.7.2) apporte une solution à cette limitation.

Pour l'instant, pas de maillage de tissu cisailé ou fléchi

La procédure de création des faces externes du composite, présentée dans le paragraphe 3.5.2, nécessite que l'extrémité de chacun des torons soit intégralement incluse dans le contour extérieur du composite. Par conséquent, des géométries de tissu cisailé obtenues après simulation ne peuvent être directement exploitées par la procédure, car l'une des deux pointes des sections à l'extrémité des torons « débordent » du composite. Autre chose, les faces externes des CER sont planes, ne pouvant donc suivre la courbure d'un renfort obtenu après une sollicitation en flexion. Notons que ces deux points ne sont pas des limitations de la procédure elle-même, mais posent une contrainte relative aux géométries d'entrées.

Qualité des maillages à améliorer

La qualité des maillages générés peut être encore grandement améliorée. En effet, en fonction de l'architecture du renfort et du taux de compaction appliqué, quelques éléments de « mauvaise qualité » sont créés (maximum 1% de la totalité des éléments, lorsqu'il y a beaucoup de contacts entre torons) malgré les améliorations présentées dans le paragraphe 3.6.2. Notons que le critère de qualité de maillage utilisé ici est celui fourni par le mailleur volumique GHS3D. Il est purement géométrique, et ne juge donc pas de la capacité d'un élément à correctement transmettre les différents efforts mécaniques auxquels il est soumis. Par exemple, dans un contexte d'élasticité linéaire comme celui de ce travail de thèse, un élément de faible qualité géométrique convient tout à fait, ce qui n'est pas le cas en non-linéaire. Ainsi, les maillages générés par la procédure sont tout à fait exploitables dans un premier temps, mais il est important de garder en tête que l'amélioration de leur qualité sera une étape indispensable par la suite (passage à l'endommagement du composite).

3.8 Conclusion

L'état de l'art réalisé dans le Chapitre 2 a permis de montrer qu'actuellement il existait un verrou technique lié à la création automatique de CER mésoscopiques de CMO tissé, dont le renfort est déformé, et la surface des torons non voxélisées. La procédure complète développée dans ce travail de thèse, et présentée dans ce chapitre, apporte une solution à ce problème. En effet, par une approche consistant à post-traiter une géométrie de renfort non conforme, déformée ou non, elle est capable de prendre en compte les déformations des torons sans passer par leur voxélisation, ce qui permet de garder leur surface lisse. Cette procédure présente de nombreux avantages :

- la procédure est automatique.
- les géométries d'entrée peuvent provenir de différents modèles géométriques ou d'un calcul par EF, permettant à la procédure de s'adapter plus facilement à différentes études et différentes architectures tissés.
- les surfaces des géométries créées, bien que discrètes, sont suffisamment régulières pour permettre un lissage par des logiciels de CAO, grâce à des fonctions d'interpolations automatique.
- les géométries peuvent être maillées directement de façon automatique tout en assurant leur périodicité.
- Au niveau des zones de contact, une interface commune aux deux torons en contact est créée, afin d'assurer la conformité de leur maillage. La présence de cette unique surface entre torons permet d'étudier le comportement à l'interface, et d'atteindre des taux de fibres réels en augmentant la densité de toron dans la cellule, comme il le sera montré dans le chapitre suivant.

L'objectif de ce chapitre est donc atteint, et une chaîne de modélisation partant de la déformation du renfort jusqu'à l'étude de son comportement mécanique élastique peut maintenant être mis en place. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 4.

Construction de la première partie de la chaîne : la modélisation du procédé de fabrication d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique

Une procédure de création de cellule de CMO tissé, capable de prendre en compte différents types d'architectures ainsi que la déformation des torons a été développée et présentée dans le Chapitre 3. Ce chapitre présente l'application de cette procédure à la simulation du procédé de fabrication d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique. Ainsi, en assurant un lien entre la simulation de la mise en forme du renfort et le reste de la chaîne de calcul, des prévisions d'influence de la compaction du renfort et de l'imbrication des plis sur sa perméabilité et la répartition des contraintes résiduelles après cuisson peuvent être dégagées.

Plan du chapitre

4.1	Introduction	73
4.2	Modélisation du tissage : présentation des démonstrateurs	73
4.2.1	<i>Choix du modèle géométrique : le modèle Boisse et Hivet</i>	73
4.2.2	<i>Choix des démonstrateurs.....</i>	73
4.3	Modélisation de la mise en forme d'un motif de tissu sec, et application à la compaction	75
4.3.1	<i>Démarche adoptée.....</i>	75
4.3.2	<i>Conditions aux limites périodiques</i>	76
4.3.3	<i>Mise en place des calculs</i>	78
4.3.4	<i>Résultats.....</i>	82
4.4	Construction des cellules élémentaires mésoscopiques de CMO tissé.....	85
4.4.1	<i>Maillages obtenus.....</i>	85
4.4.2	<i>Observation du taux de fibres dans les torons.....</i>	89
4.4.3	<i>Bilan sur la procédure de création des CER de CMO tissé.....</i>	91
4.5	Modélisation de l'infiltration de la résine : prévision de la perméabilité du renfort	91
4.5.1	<i>Contexte et objectif de la modélisation</i>	91
4.5.2	<i>Celper 2 : présentation de l'outil utilisé.....</i>	92
4.5.3	<i>Résultats.....</i>	93
4.6	Modélisation de la cuisson du composite : prévision des contraintes résiduelles et du coefficient de dilatation thermique.....	95
4.6.1	<i>Contexte et objectif de la simulation</i>	95
4.6.2	<i>Modélisation multiéchelle micro-méso mise en place</i>	96
4.6.3	<i>Résultats.....</i>	97
4.7	Conclusion.....	99

4.1 Introduction

Dans le but d'incorporer le procédé de fabrication d'un CMO tissé dans la chaîne de calcul, on a vu qu'il était nécessaire d'établir tout d'abord un lien entre la modélisation du préformage d'un tissu sec et le reste de la chaîne à l'échelle mésoscopique (voir la section 1.4). Pour cela, une procédure, présentée dans le Chapitre 3, a été développée afin de générer des cellules de CMO tissé capable de prendre en compte la déformation du renfort. Dès lors, son application à la modélisation du procédé de fabrication doit être établie, pour montrer son rôle de pont entre tissus secs et composites tissés.

Ce rôle est plus particulièrement montré au travers de quelques démonstrateurs. Leurs géométries sont dans un premier temps représentées par des modèles idéaux (section 4.2), puis elles sont déformées lors de la modélisation de leur compaction (section 4.3), une des étapes clés du processus de mise en œuvre des renforts tissés. Les résultats de cette simulation servent de base géométrique à la construction de l'ensemble des CER mésoscopiques de CMO tissée utilisées dans ce chapitre et dans le Chapitre 5. Par ailleurs, nous verrons que les limitations actuelles de la procédure ne permettent pas de créer certaines CER (taux de compaction élevé, architectures bien particulières). Trois des cellules générées sont ensuite appliquées à une simulation de l'écoulement de la matrice au travers du renfort, permettant de calculer sa perméabilité (section 4.5), et à la simulation du refroidissement du composite après cuisson, permettant de donner une première approximation du champ de contraintes résiduelles apparaissant dans le matériau après fabrication (section 4.6).

4.2 Modélisation du tissage : présentation des démonstrateurs

La première étape de la fabrication d'un CMO tissé est le tissage de la préforme. A l'échelle mésoscopique, cette étape correspond à la représentation du tissu, qui est réalisée par un modèle géométrique.

4.2.1 Choix du modèle géométrique : le modèle Boisse et Hivet

Ce modèle a été présenté dans le Chapitre 2 (section 2.2.1.e). Il a l'avantage de représenter de façon cohérente l'architecture de tissu 2D, et de fournir une géométrie qu'il est possible de directement importer dans le logiciel Abaqus, sur lequel la modélisation de la mise en forme a été développée (voir 4.3). La conception des différentes géométries s'est faite en collaboration avec le laboratoire PRISME [Hivet et Boisse 2005].

4.2.2 Choix des démonstrateurs

4.2.2.a Trois renforts de quatre plis de taffetas déséquilibré

Ces trois premiers démonstrateurs présentent deux principaux avantages : le motif du taffetas est le plus petit motif de tissu 2D possible. De cette façon, les temps de calcul et la complexité de la géométrie idéalisée sont minimisés, sans négliger les complexités liées à la mise en forme du tissu et à la déformation résultante. De plus, le motif de taffetas permet naturellement une importante imbrication des plis entre eux, ce qui assure un effet important de ce paramètre sur les propriétés du composite. Ainsi, dans cette étude, trois cas sont considérés, présentant une imbrication entre plis

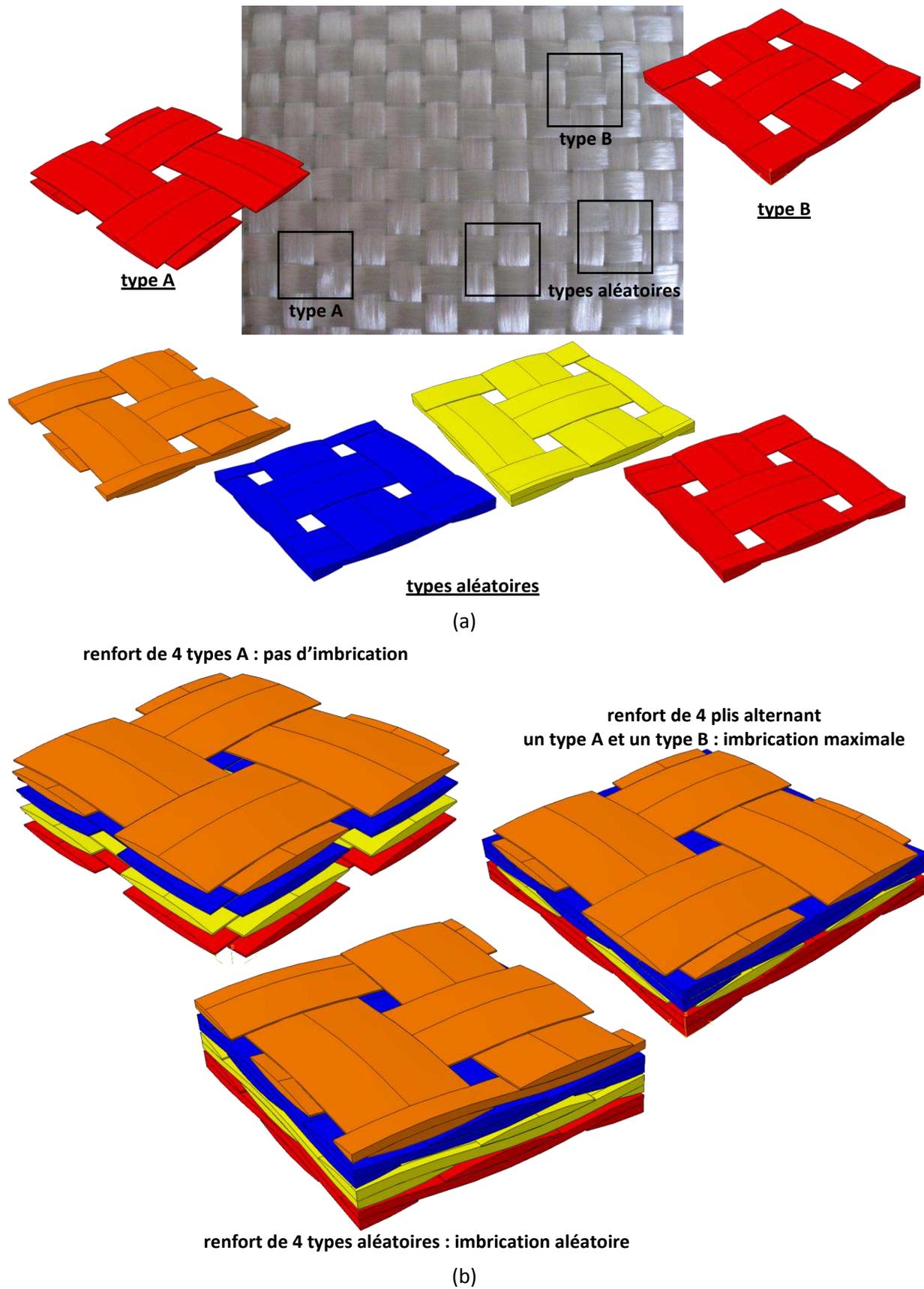


Figure 4.1 : (a) géométries de différents motifs d'un même tissu, (b) géométries des trois renforts constitués de quatre plis de taffetas

nulle, maximale, et aléatoire. Le tissu modélisé choisi est un tissu réel déséquilibré de motif taffetas composé de fibres de verre, utilisé dans le cadre de cette thèse pour créer les composites de la partie expérimentale présentée dans le Chapitre 6. Ses paramètres géométriques et matériaux, fournies par le fabricant ou obtenues par mesure sur le tissu, sont résumés dans le Tableau 4.1. Rappelons que pour un même tissu, plusieurs motifs peuvent être extraits, comme le montre la Figure 4.1a. Pour un pli isolé, ces motifs sont strictement équivalents si des conditions périodiques aux contours dans le plan sont appliquées. Toutefois, deux de ces motifs se dégagent de façon plus « naturelle », le type A et le type B, alors que d'autres ont un découpage que l'on dira aléatoire. Ils ont permis de créer trois renforts différents, montrés sur la Figure 4.1b. Le premier est un empilement de quatre motifs identiques de type A, ce qui empêche toute imbrication entre plis. Le second, est composé de deux motifs différents de type A et B, superposés de façon alternée. Ainsi, après une mise en contact géométrique des plis entre eux par translation selon l'axe de l'épaisseur du renfort, une imbrication maximale entre plis est introduite. Le troisième est composé de quatre motifs aléatoires, donnant une imbrication entre plis aléatoire.

Donnée	Unité	Valeur
Contexture (donnée fabricant)	Chaînes/cm x Trames/cm	2,2 x 2
Largeur des torons (mesurée)	mm	3,7 ± 0.04
Épaisseur des torons (mesurée)	mm	0.32 ± 0.04

Tableau 4.1 : données géométriques des tissus taffetas et satin de 5

4.2.2.b Deux renforts de quatre plis de satin de 5 à décrochement de 2 déséquilibré

Ces deux autres démonstrateurs ont pour objectif de montrer la capacité de la chaîne à traiter des architectures différentes, et d'en déduire les tendances prises par les propriétés élastiques du matériau. En effet, les fibres du satin de 5 sont beaucoup moins ondulées que celles du taffetas, et l'imbrication entre plis est plus difficile. Au niveau des modèles géométriques, afin de pouvoir se concentrer sur l'effet de l'architecture du tissu sur les propriétés du composite, les mêmes paramètres géométriques que ceux du taffetas ont été utilisés (Tableau 4.1). Finalement, deux renforts ont été créés, présentant respectivement une imbrication nulle et avec décalage d'une demi-distance entre torons, comme le montre la Figure 4.2. Pour simplifier, cette dernière imbrication sera qualifiée d'imbrication « maximale » jusqu'à la fin de ce manuscrit (ce qui est vrai pour un taffetas [Lomov *et al.* 2003]).

4.3 Modélisation de la mise en forme d'un motif de tissu sec, et application à la compaction

4.3.1 Démarche adoptée

L'objectif de cette modélisation est de fournir des géométries déformées de tissu sec à l'échelle mésoscopique, afin de démontrer l'applicabilité de la procédure de création de CER de CMO tissé dans le cadre d'une chaîne de calcul telle que décrite dans le Chapitre 1 (section 1.3.3). La mécanique des tissus secs ainsi que la simulation de leurs modes de déformation est un domaine vaste et complexe, hors du champ de cette étude, dont les principales difficultés et axes de recherche ont été brièvement abordés dans l'état de l'art, section 2.3. C'est pourquoi, dans le contexte de ce travail de thèse, la complexité du problème a été réduite par certains choix pragmatiques, afin d'obtenir des

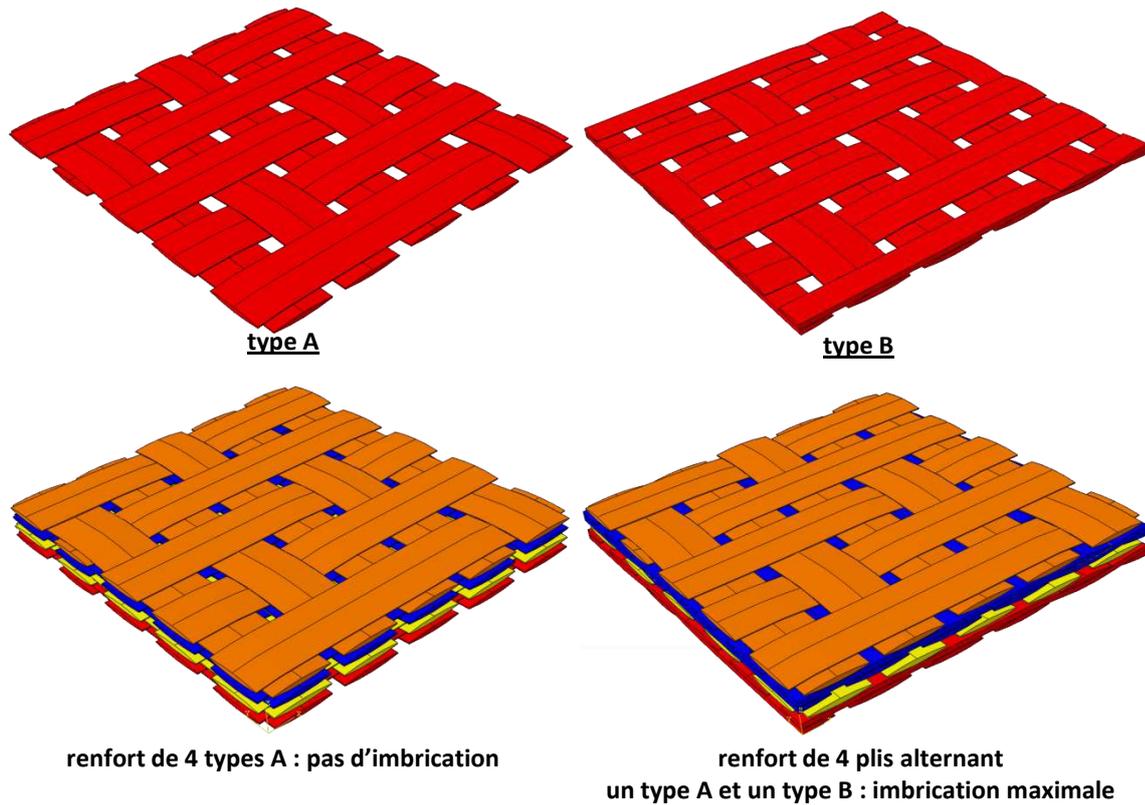


Figure 4.2 : géométries des deux motifs du tissu de satin de 5 à décrochement de 2, et des deux renforts créés

géométries déformées satisfaisantes permettant d’atteindre notre objectif. Tout d’abord, rappelons que dans notre cas, avoir des géométries satisfaisantes ne signifie pas forcément avoir des géométries finement représentatives avec la réalité, mais simplement que ces géométries sont de même nature que celles réellement observées, et exploitables numériquement (pas de distorsions entraînant de fortes discontinuités au niveau des surfaces de torons, par exemple). Ensuite, il a été jugé plus pertinent de se concentrer sur un mode de déformation, afin de correctement montrer le bon fonctionnement de la procédure complète. Le mode choisi est la compaction du renfort, car il est une des étapes clés du processus de mise en œuvre des renforts tissés (il est systématiquement imposé pour augmenter le taux de fibres dans le composite). De plus, c’est celui qui permet le mieux de montrer l’apport de la procédure de création d’une CER de CMO tissé, car tous les torons sont déformés et fortement en contact les uns des autres.

4.3.2 Conditions aux limites périodiques

Pour une présentation complète et détaillée de la théorie de l’homogénéisation en mécanique des matériaux, le [Bornert *et al.* 2001] est conseillé, livre ayant inspiré l’écriture des lignes suivantes. Dans les lignes suivantes et jusqu’à la fin de ce manuscrit, on note :

$$\bar{\mathbf{E}} = \langle \bar{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle \quad (4.1)$$

$$\bar{\boldsymbol{\Sigma}} = \langle \bar{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle \quad (4.2)$$

On se place dans le cadre de l’élasticité linéaire, appliquée ici aux milieux périodiques. Soit un élément de volume périodique dans le plan $\mathbf{X}\text{-}\mathbf{Y}$ et de grande taille, contenant un grand nombre de

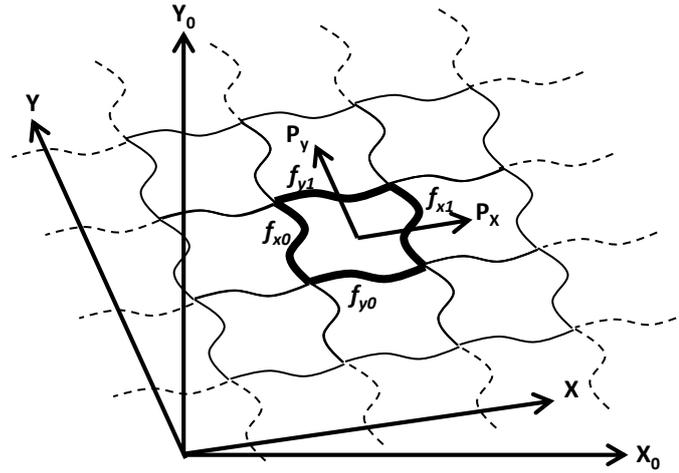


Figure 4.3 : motifs élémentaires périodiques

motif élémentaire, représenté sur la Figure 4.3. Dans le cas des tissus, ce volume présente deux vecteurs de périodicité, notés \mathbf{P}_x et \mathbf{P}_y . Ils correspondent aux vecteurs de déplacement selon lesquels tout point d'un motif se retrouve à une position équivalente dans un motif voisin. Une famille f de bords d'un motif est associée à chacun des deux vecteurs. Chacune de ces deux familles contient donc deux bords, indexés par 0 et 1, équivalents par translation selon le vecteur de périodicité associé. Lorsque l'on travaille avec la méthode des EF, les différents bords sont composés de nœuds qui, pour une bonne implémentation des conditions aux limites, doivent trouver leur équivalent sur le bord opposé. On écrit donc que pour tout nœud dans $f_{\alpha 0}$ de position $\mathbf{X}_{\alpha 0}$, avec $\alpha = \{x, y\}$, il existe un nœud dans $f_{\alpha 1}$ de position $\mathbf{X}_{\alpha 1}$ tel que :

$$\mathbf{X}_{\alpha 1} - \mathbf{X}_{\alpha 0} = \mathbf{P}_{\alpha} \quad (4.3)$$

Soit un déplacement affine imposé au bord de l'élément de volume périodique :

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}) = \bar{\mathbf{E}} \cdot \mathbf{X} \quad (4.4)$$

Les déformations au contour de l'élément de volume sont homogènes, ce qui génère un état de déformation uniforme dans le matériau homogénéisé $\bar{\varepsilon} = \bar{\mathbf{E}}$, et un état de contrainte également uniforme $\bar{\sigma} = \bar{\Sigma}$. Mais dans le matériau hétérogène réel, les champs locaux $\bar{\varepsilon}$ et $\bar{\sigma}$ sont oscillants et fluctuent autour de leurs valeurs moyennes $\bar{\mathbf{E}}$ et $\bar{\Sigma}$. Cependant, loin du bord, le principe de Saint-Venant en élasticité nous permet de faire abstraction du détail des conditions aux limites. De plus, la géométrie du milieu étant périodique, les champs $\bar{\mathbf{E}}$ et $\bar{\Sigma}$ le sont aussi. Ainsi, le champ local de déformations $\bar{\varepsilon}(\mathbf{u}(\mathbf{X}))$ peut être décomposé en un champ moyen $\bar{\mathbf{E}}$ correspondant au champ de déformations si le milieu était homogène, et une correction fluctuante $\bar{\varepsilon}'(\mathbf{X})$ qui tient compte des hétérogénéités :

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\mathbf{E}} + \bar{\varepsilon}', \text{ avec } \bar{\varepsilon}' \text{ périodique} \quad (4.5)$$

Puisque $\bar{\varepsilon}$ dérive de \mathbf{u} , et $\bar{\mathbf{E}}$ dérive de $\bar{\mathbf{E}} \cdot \mathbf{X}$, $\bar{\varepsilon}'$ dérive également d'un déplacement \mathbf{u}' , qui est aussi périodique à un déplacement rigide près. $\bar{\mathbf{E}}$ correspond à la déformation du milieu périodique complet tandis que $\bar{\varepsilon}'$ est de moyenne nulle. On exprime alors le champ de déplacement comme suit :

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}) = \bar{\mathbf{E}} \cdot \mathbf{X} + \mathbf{u}'(\mathbf{X}), \text{ avec } \mathbf{u}' \text{ périodique} \quad (4.6)$$

La périodicité de \mathbf{u}' indique que toutes ses composantes prennent des valeurs identiques pour toute paire de nœuds équivalents dans f_x ou f_y . Ainsi, en utilisant les équations (4.3) et (4.6), on écrit la relation cinématique (4.7), reliant les déplacements aux bords de deux nœuds équivalents par périodicité. Elle forme les conditions aux limites périodiques à appliquer aux bords du motif, en fonction de la déformation macroscopique appliquée et des vecteurs de périodicité.

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}_{\alpha 1}) - \mathbf{u}(\mathbf{X}_{\alpha 0}) = \bar{\mathbf{E}} \cdot \mathbf{P}_\alpha, \text{ avec } \alpha = \{x, y\} \quad (4.7)$$

Notons que pour pouvoir appliquer dans un calcul EF des conditions aux limites périodiques à la CER, il est nécessaire que le maillage de la géométrie soit périodique.

Application à la compaction d'un tissu

Dans le cas d'une compaction de tissu contenu dans un moule RTM, la déformation macroscopique n'affecte pas les coordonnées dans le plan du milieu. Par conséquent, les vecteurs de périodicité étant dans le plan, la relation cinématique entre nœuds aux bords de la CER s'écrit simplement :

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}_{\alpha 1}) - \mathbf{u}(\mathbf{X}_{\alpha 0}) = 0 \quad (4.8)$$

Notons qu'un script python a été développé afin d'écrire dans Abaqus toutes les relations cinématiques de l'équation (4.7) pour chaque paire de nœuds.

4.3.3 Mise en place des calculs

4.3.3.a Loi de comportement des torons secs

Les propriétés matériaux du tissu taffetas réel et de la fibre de verre modélisées ici, et utilisées pour la partie expérimentale (Chapitre 6), sont résumées dans le Tableau 4.2.

Propriété	Unité	Valeur
Grammage du tissu	g.m^{-2}	504
Masse volumique fibre	g.cm^{-3}	2.6
Module d'Young fibre	GPa	72
Coefficient de Poisson fibre	Sans unité	0.3

Tableau 4.2 : propriétés matériaux du tissu taffetas

A cause de la nature fibreuse d'un toron, la modélisation de son comportement mécanique dans une approche continue est complexe. Cependant, quelques lois de comportement ont déjà été proposées dans la littérature, donnant des résultats qualitativement satisfaisants (voir la section 2.3.2). Cependant, l'objectif de la modélisation mise en place ici est d'obtenir des géométries déformées de tissu sec à l'échelle mésoscopique, même peu réalistes, pour simplement démontrer le bon fonctionnement de la procédure. C'est pourquoi la loi de comportement donnée aux torons est volontairement simple : linéaire élastique isotrope transverse.

Éléments et orientation

Les éléments choisis sont des hexaèdres à intégration pleine, donnant des résultats plus cohérents par rapport à l'intégration réduite. Le repère matériau doit être orientés au temps initial

selon l'axe des fibres. Remarquons que le maillage hexaédrique des torons, lorsqu'il a été réalisé par balayage d'une extrémité vers l'autre, suit correctement cette direction. C'est pourquoi une option d'Abaqus, « offset to nodes », a été utilisée afin d'orienter le repère matériau de chaque élément selon les lignes longitudinales du maillage, ce qui demande d'apporter un certain soin à la construction de ce dernier.

Quelles valeurs donner aux modules d'élasticité ?

Les modules élastiques ont été ajustés de manière à obtenir des déformations les plus réalistes possible. C'est pourquoi l'anisotropie du matériau est limitée par un rapport de 10^3 entre le module d'Young longitudinal, et les modules d'Young transverse et de cisaillement dans l'axe des fibres, alors qu'il peut aisément dépasser 10^5 [Badel *et al.* 2008b]. Ce facteur est tout de même important afin de prendre en compte le mouvement des fibres dans le sens transverse du toron. Le module de traction longitudinal est calculé par une loi des mélanges en ayant connaissance du taux de fibre dans le toron et du module longitudinal de la fibre. Quant au module de cisaillement transverse, il est obtenu selon l'hypothèse d'isotropie transverse. Les différentes valeurs données aux modules d'élasticité et aux coefficients de poisson de la loi de comportement des torons en fonction du taux de fibres dans les torons et du coefficient élastique longitudinal des fibres, sont résumées dans le Tableau 4.3.

Quelles valeurs donner aux coefficients de poisson ?

Pour conserver au mieux le volume de fibres dans chacun des torons, il est important de limiter la perte de volume du toron lors d'une compaction ou d'une tension. De plus, la mécanique du corps fibreux du toron fait qu'une compaction transverse de celui-ci n'augmente pas sa longueur mais provoque uniquement son étalement transverse. Par conséquent, le coefficient de poisson longitudinal pour la loi de comportement est choisi nul, alors que le coefficient de poisson transverse est fixé à 0.5, afin d'être relativement élevé (perte de volume limitée) tout en donnant des déformations géométriquement satisfaisantes (plusieurs essais numériques ont été réalisés pour fixer ce paramètre).

Modules et coefficients de poisson	Valeur
E_L	$T_f \cdot E_{L \text{ fibre}}$
E_T	$E_L \cdot 10^{-3}$
G_{LT}	$E_L \cdot 10^{-3}$
G_{TT}	$\frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT})}$
ν_{LT}	0
ν_{TT}	0.5

Tableau 4.3 : modules élastiques et coefficients de poisson donnés dans la loi linéaire isotropique transverse de comportement des torons secs, avec T_f le taux de fibre dans les torons et $E_{L \text{ fibre}}$ le module d'Young longitudinal des fibres

4.3.3.b Régime quasi-statique et « mass-scaling »

Le calcul EF est réalisé sur Abaqus Explicit, en régime dynamique, car la gestion du contact est aisée (option « general contact ») et donne de bons résultats dans des temps de calcul acceptables. Cependant, dans la réalité, la mise en forme d'un tissu est une opération quasi-statique : la masse du tissu est si faible que les effets d'inertie sont inexistantes. Hors, le pas de temps utilisé par Abaqus-Explicit lors d'un chargement en régime dynamique dépend linéairement de la racine carrée de la masse volumique du matériau choisi. Ainsi, une technique couramment utilisée, appelée « mass

scaling », est appliquée ici. Elle consiste à augmenter virtuellement la masse volumique du matériau, afin d'augmenter le pas de temps, ce qui accélère le calcul. Cette augmentation doit toutefois se faire de façon à rester en régime quasi-statique, *i.e.* que l'énergie cinétique du système reste nettement inférieure à l'énergie interne (moins de 1%). Finalement, dans le cas des simulations présentées dans ce chapitre, une masse volumique de 100 g.cm^{-3} est imposée, contre 2.6 g.cm^{-3} pour la fibre de verre.

4.3.3.c Définition du chargement

Soit L_c et L_t respectivement la longueur d'une chaîne et d'une trame dans un motif, S la surface occupée par un motif de tissu homogène dans le plan, M_f la masse des fibres contenues dans ce motif, et V_f le volume de fibre contenu dans le renfort. Le Tableau 4.4 rassemble l'expression de ces différentes grandeurs en fonction de :

- la contexture du tissu (Tableau 4.1), notée $C_c \times C_t$
- du nombre de chaînes et du nombre de trames contenues dans un motif du tissu (2x2 pour le taffetas et 5x5 pour le satin), notés respectivement N_c et N_t
- du grammage du tissu (Tableau 4.2), noté ρ_s
- de la masse volumique de la fibre (Tableau 4.2), notée ρ
- du nombre de couches de tissu dans le renfort (4 couches dans notre cas), noté N :

Grandeur	Valeur pour les renforts de taffetas	Valeur pour les renforts de satin de 5	
$L_t = \frac{N_c}{C_c}$	9.1 mm	22.7 mm	(4.9)
$L_c = \frac{N_t}{C_t}$	10 mm	25 mm	(4.10)
$S=L_c.L_t$	91.0 mm ²	567.5 mm ²	(4.11)
$M_f=\rho_s.S$	4.59 10 ⁻² g	2.86 g	(4.12)
$V_f = N \frac{M_f}{\rho}$	70.6 mm ³	4400 mm ³	(4.13)

Tableau 4.4 : grandeurs propres aux démonstrateurs choisis

Lors de la compaction du renfort, on néglige la perte de volume de fibre. Ainsi, afin de savoir quelle compaction appliquer afin d'obtenir *in fine* le taux de fibres ciblé dans la cellule composite finale, il suffit de relier le déplacement $d(t)$ imposé aux parois mobiles du moule (voir Figure 4.4), compressant le renfort, au volume du composite $V(t)$. Notons qu'en régime statique, une seule paroi aurait pu être mobile, se déplaçant de $2.d(t)$, mais en régime dynamique, il est préférable que les deux parois se déplacent pour minimiser les effets d'inertie. Rappelons de plus qu'un inconvénient de la procédure de création d'une cellule de CMO tissé est d'ajouter une fine couche de matrice au dessus et au dessous du renfort (voir la section 3.6), d'une épaisseur Δ (paramétrable). Ainsi, en notant e_0 l'épaisseur initiale du renfort (voir Figure 4.4), on a :

$$e(t) = e_0 - 2d(t) \quad (4.14)$$

$$V(t) = (2\Delta + e(t)) \cdot S \quad (4.15)$$

$$T_f(t) = \frac{V_f}{V(t)} \quad (4.16)$$

Soit :

$$d(t) = \Delta + \frac{e_0}{2} - \frac{V_f}{2T_f(t)S} \quad (4.17)$$

C'est le déplacement d des parois mobiles du moule qui pilote le calcul. Dans les premiers temps du chargement, le contact entre les torons se met en place. Après plusieurs essais, il a été constaté que les instabilités numériques apparaissent majoritairement pendant cette période. Ainsi, il a été nécessaire d'appliquer un chargement dépendant du temps de façon non linéaire, de manière à compacter lentement le renfort en début de simulation, puis d'accélérer la compaction par la suite pour diminuer les temps de calcul. Une fonction quadratique a été choisie, afin d'imposer une accélération constante aux parois mobiles, ce qui est préférable en régime dynamique, et limiter les effets d'inertie pour un temps de compaction donné. Ainsi, on a :

$$d_{max} = \Delta + \frac{e_0}{2} - \frac{V_f}{2T_f(t_f)S} \quad (4.18)$$

$$d(t) = d_{max} \left(\frac{t}{t_f} \right)^2$$

avec t_f le temps de simulation, soit 0.1s pour les calculs présentés dans ce chapitre.

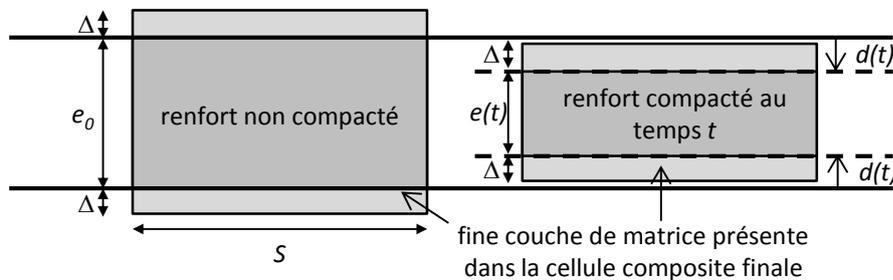


Figure 4.4 : schéma montrant la relation entre le déplacement des parois mobiles du moule et le volume du composite final

4.3.3.d Informations supplémentaires

Gestion du contact : une loi de type pénalité avec un coefficient de frottement de Coulomb de 0.2 a été définie [Badel *et al.* 2008b]. La détection des surfaces en contact est traitée de manière automatique par le logiciel Abaqus (en mode « general contact »).

Taille de maille : une taille de maille comprise entre 0.2mm et 0.3mm a été appliquée, ce qui est assez fin mais permet de limiter les interpénétrations pouvant apparaître en bord de torons (ce type d'interpénétrations est illustrée par la Figure 3.6 et expliqué dans la section 3.3.1).

Temps CPU : l'optimisation du temps CPU n'a pas été une priorité ici. Plusieurs études ont montrées qu'en exploitant par exemple les symétries du renfort, il était possible de diminuer la taille de la CER pour un calcul de compaction [Gasser *et al.* 2000; Badel 2008]. Toutefois, l'introduction d'une imbrication quelconque entre plis, et pas forcément maximale comme introduite ici, peut

briser les symétries du renfort. C'est pourquoi aucun effort n'a été fait dans ce sens. Ainsi, les calculs sont relativement longs, d'une dizaine d'heure sur quatre cœurs pour les renforts de taffetas, et d'une quarantaine d'heure sur quatre cœurs pour les renforts de satin de 5.

4.3.4 Résultats

4.3.4.a Modélisation de la compaction

Les renforts démonstrateurs de tissu taffetas et satin ont été compactés jusqu'à atteindre un taux de fibres de 60% dans le composite en utilisant la relation (4.18), avec $\Delta=0.02\text{mm}$. Durant le calcul, plusieurs stades de compaction intermédiaires sont aussi enregistrés pour obtenir les déformées à différents taux de fibres. Les résultats obtenus sont montrés sur les Figures 4.5 à 4.9. On peut constater que les déformations des renforts sans imbrications des plis sont relativement similaires pour les quatre plis, alors que lorsqu'une imbrication est introduite, les torons ont une déformation particulière, dépendant de leur position dans le renfort. L'imbrication joue donc sur la géométrie (et donc l'ondulation) des torons, ce qui laisse présager une forte influence de ce facteur sur la répartition des contraintes au sein du composite.

On peut voir que les géométries obtenues présentent des déformations cohérentes, sensiblement comparables d'un point de vue qualitatif aux résultats obtenus par [Nguyen *et al.* 2012] (voir Figure 4.10), dont les lois de comportement des torons sont plus complexes et identifiés sur la base d'essais expérimentaux. L'objectif de la modélisation de la compaction est donc atteint : des géométries de tissu sec déformées à l'échelle mésoscopique ont été obtenues, qui vont pouvoir être utilisées afin de montrer le bon fonctionnement de la procédure de création de CER de CMO tissé.

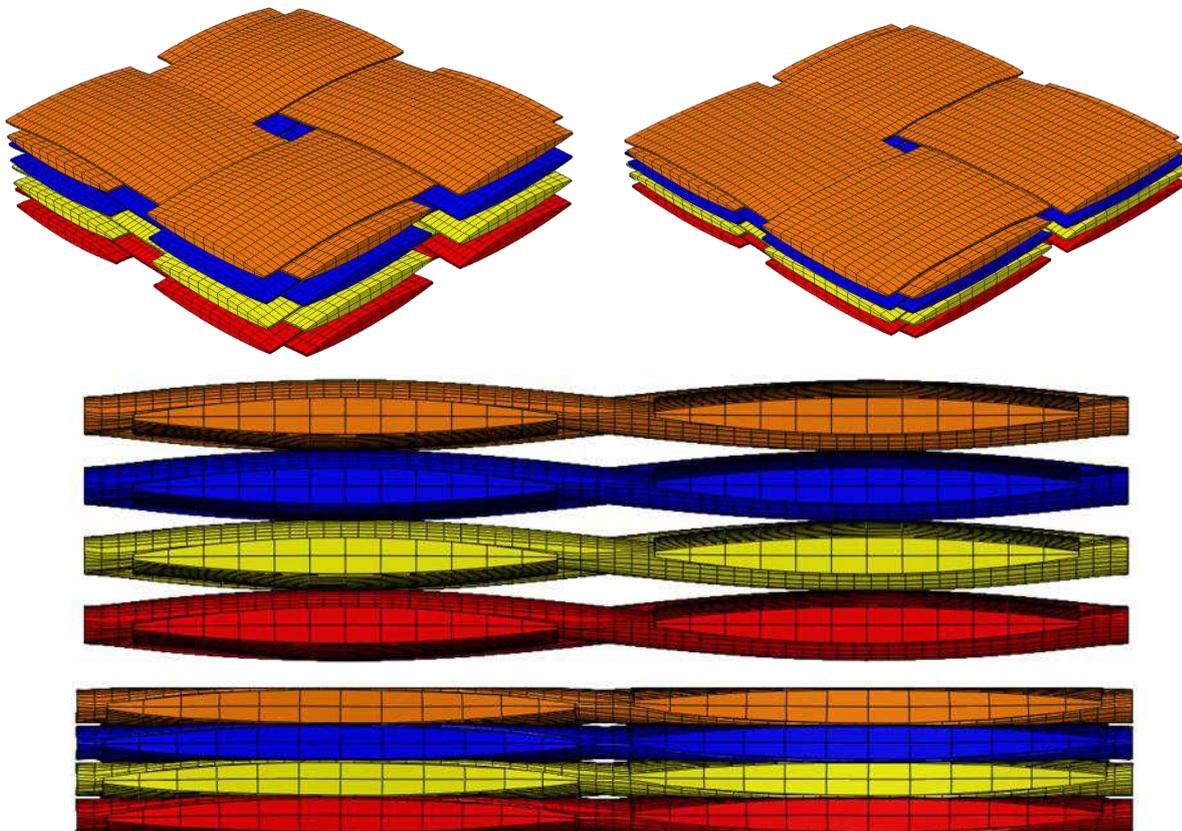


Figure 4.5 : maillage du renfort 4 plis de taffetas non imbriqués, avant et après compaction

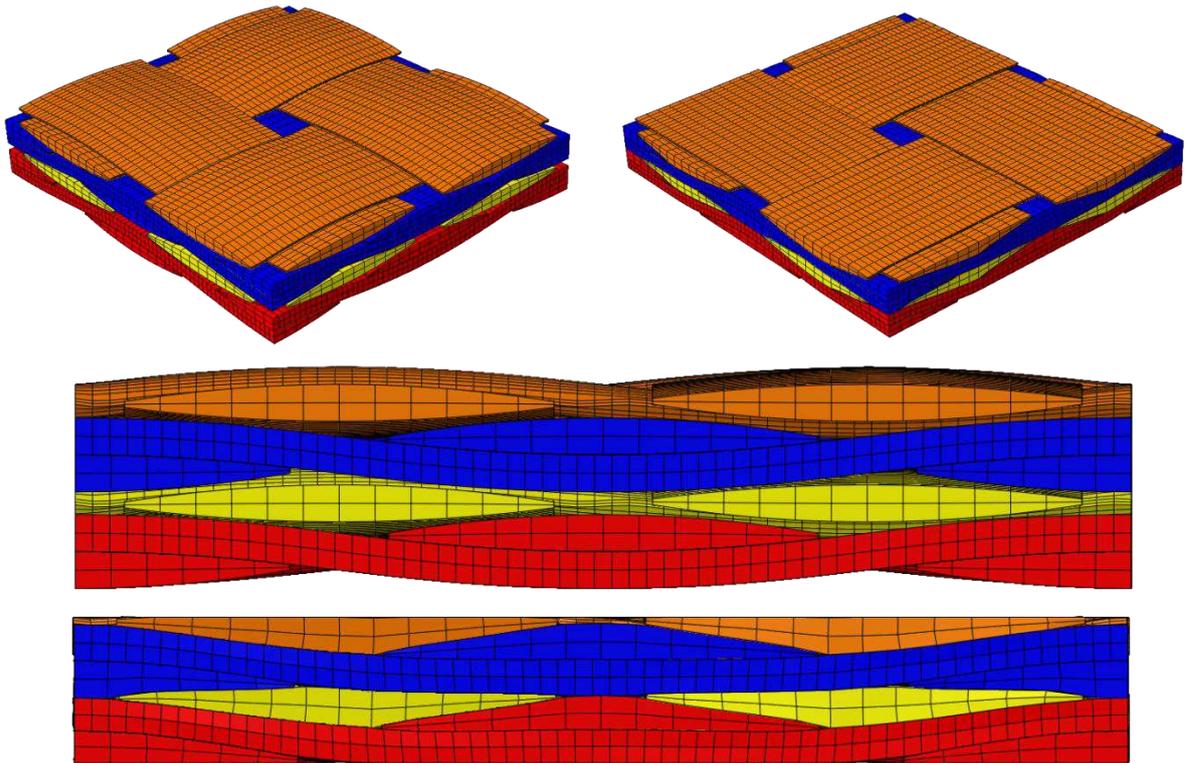


Figure 4.6 : maillage du renfort 4 plis de taffetas avec imbrication maximale avant et après compaction

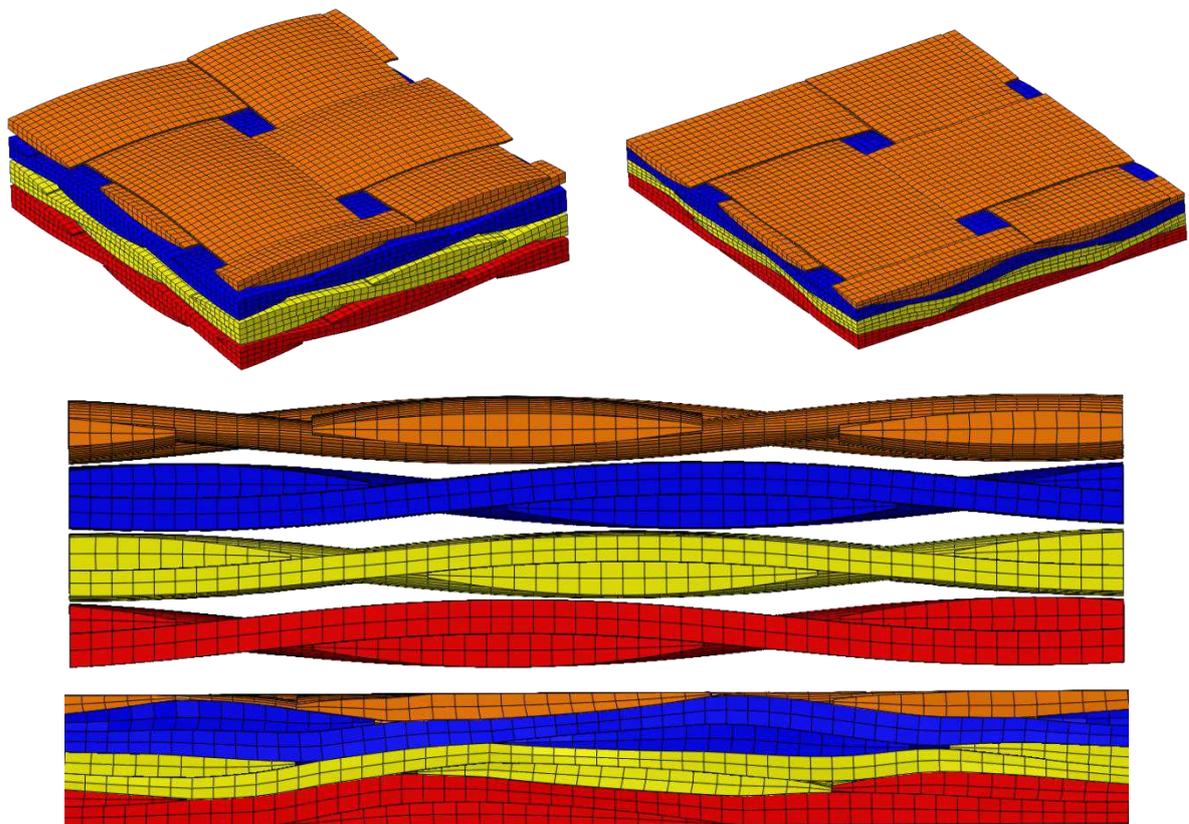


Figure 4.7 : maillage du renfort 4 plis de taffetas avec imbrication aléatoire avant et après compaction

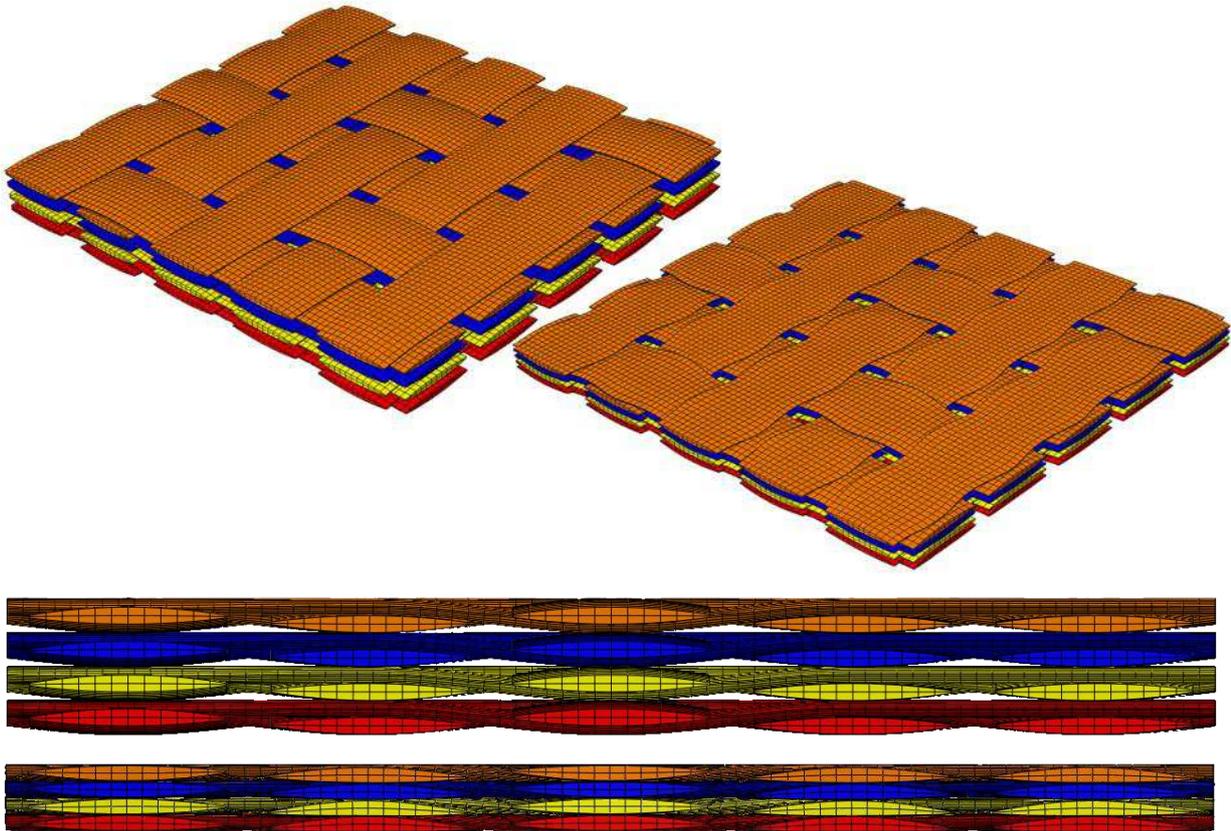


Figure 4.8 : maillage du renfort 4 plis de satin de 5 non imbriqués avant et après compaction

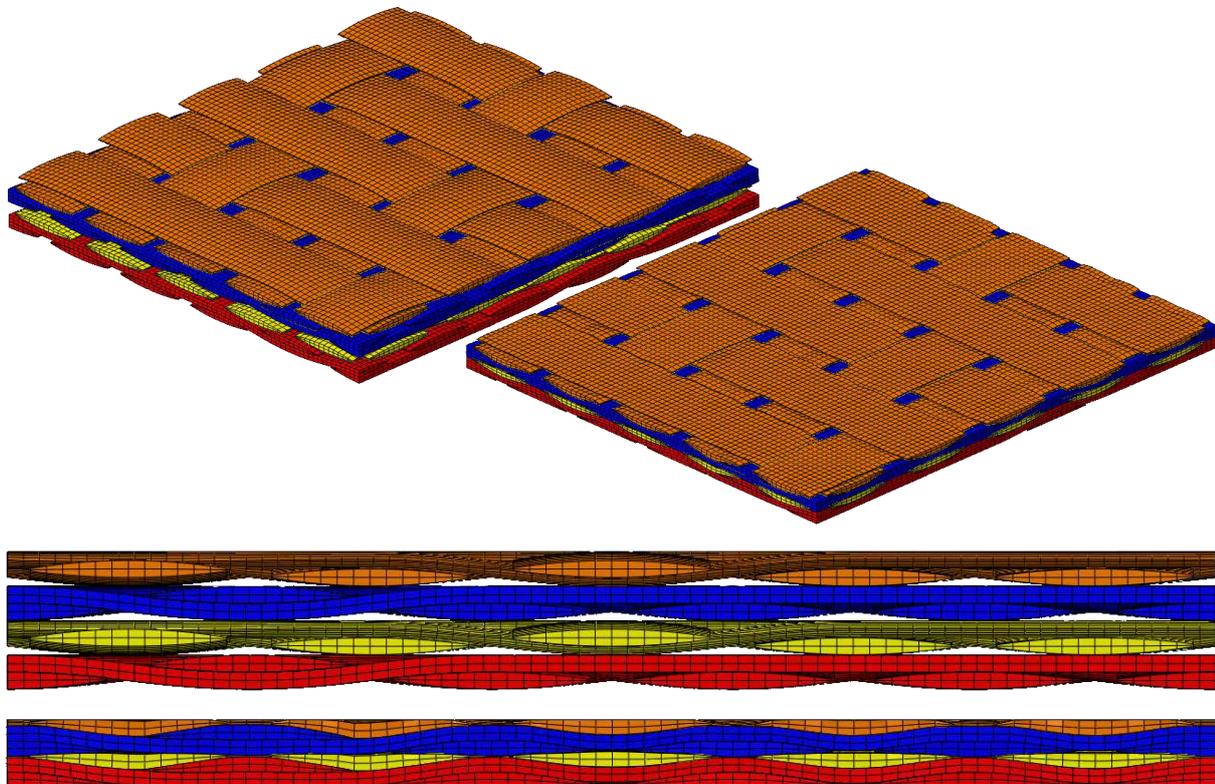


Figure 4.9 : maillage du renfort 4 plis de satin de 5 avec imbrication maximale avant et après compaction

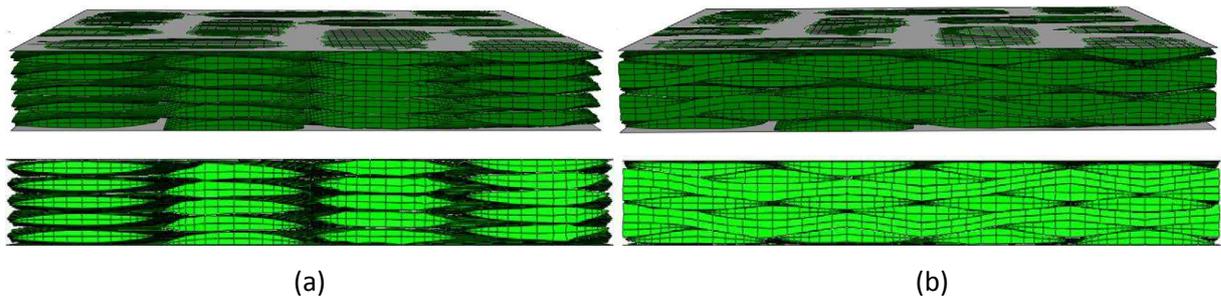


Figure 4.10 : visualisation des sections des torons non déformées (en haut) et déformées après compaction (en bas) de quatre tissus de sergé de 2 (a) sans imbrication, et (b) avec imbrication [Nguyen *et al.* 2012]

4.3.4.b Autres types de sollicitation

La modélisation mise en place a été appliquée à la compaction du renfort, avec (ou non) prise en compte de l'imbrication entre couches, ce qui suffit pour montrer le fonctionnement de la procédure. Cependant, son application à la traction uniaxiale et au cisaillement plan (voir la section 2.3.1) a aussi été regardée. Pour cela, les conditions aux contours périodiques définies par l'équation (4.7) ont été adaptées. Les déformées obtenues sont qualitativement cohérentes. Elles ne sont pas présentées dans ce manuscrit afin de se concentrer sur l'influence de la compaction d'un renfort sur les propriétés mécaniques d'un CMO tissé. De plus, seule celle relative à la traction uniaxiale du tissu peut être directement exploitée par la procédure de création de CER de CMO tissé. En effet, la géométrie cisailée d'un motif de tissu sec est telle qu'inévitablement, l'une des deux pointes des sections à l'extrémité de tous les torons déborde des bords du motif. Ce point pose problème car, comme il l'a été précisé dans la section 3.7.4, la procédure de création des faces externes du composite exige que les extrémités de torons soient toutes incluses dans le contour extérieur de la cellule. Notons que ce problème peut être résolu en prolongeant les torons, puis en les redécoupant de façon à ce qu'ils soient intégralement compris dans la cellule de composite, mais cette amélioration demande un développement hors du champ de cette étude. Enfin, la flexion d'un motif de tissu sec n'a pas été testée, car l'on sait d'ores et déjà que son exploitation par la procédure posera des problèmes liés à la géométrie de la CER. En effet, les faces externes des CER générées par la procédure sont toutes planes, ne pouvant donc suivre la courbure du motif.

4.4 Construction des cellules élémentaires mésoscopiques de CMO tissé

4.4.1 Maillages obtenus

Une sélection de maillages déformés de renforts obtenus lors de la simulation de la compaction est extraite par un script python. Les maillages choisis permettent d'obtenir, selon l'équation (4.18), des CER présentant un taux de fibres de 40, 45, 50, 55, ou 60%. Ils sont ensuite traités un à un afin de générer les grilles 3D des torons, données d'entrée de la procédure de création d'un CMO tissé. Une partie des résultats est montrée sur les Figures 4.11 à 4.15. Comme expliqué dans la section 3.7.4, pour chacun de ces maillages, quelques éléments ont une mauvaise qualité géométrique (moins de 1% de la totalité). Toutefois, les calculs effectués sur ces cellules restent dans le domaine élastique linéaire, ce qui rend leur utilisation non problématique.

A l'heure actuelle, deux configurations n'ont pu être maillées par la procédure, à cause de la limitation liée à la reconstruction des grilles de certains torons particuliers, expliquée dans la section 3.7.4. Il s'agit de :

- la CER avec quatre plis de satin de 5, imbrication maximale et compactés à 60% de fibres
- la CER avec quatre plis de taffetas, imbrication aléatoire et compactés à 60% de fibres

En effet, dans ces deux CER, il existe un toron (i) coupé dans le sens longitudinal en bord de cellule, (ii) fortement compacté entre deux autres torons en contact longitudinal avec lui, et (iii) qui ne sont eux-mêmes pas coupés en bord de cellule, amenant à l'échec de la procédure. Toutefois, rappelons que cette limitation peut être gommée par une amélioration de l'algorithme de reconstruction des grilles de torons.

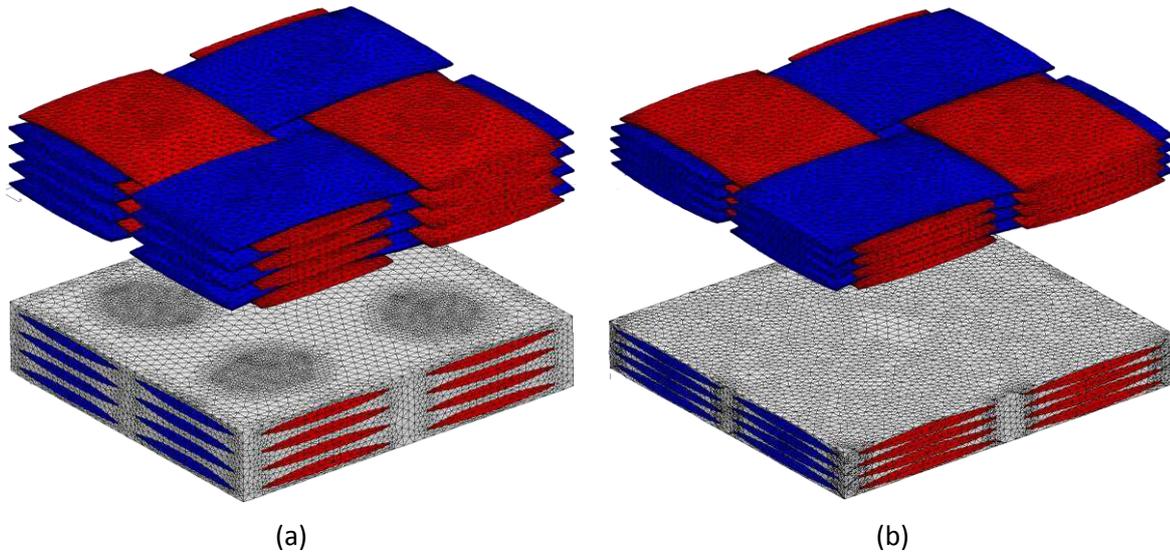


Figure 4.11 : maillages du composite et du renfort à 4 plis de taffetas sans imbrication, compactés pour atteindre (a) 40% de fibres, et (b) 60% de fibres

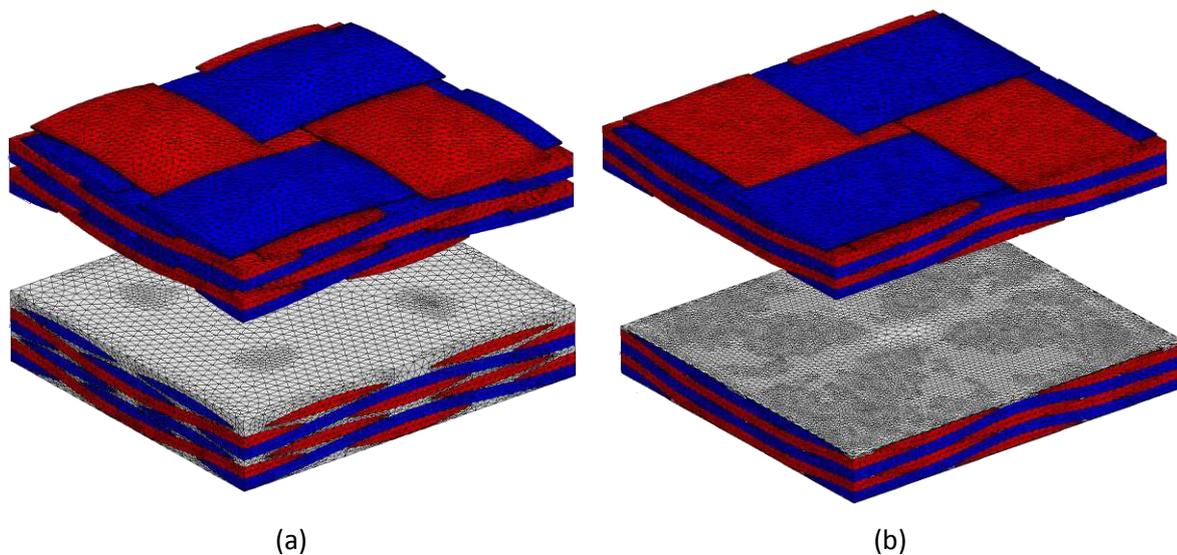


Figure 4.12 : maillages du composite et du renfort à 4 plis de taffetas avec imbrication maximale, compactés pour atteindre (a) 40% de fibres, et (b) 60% de fibres

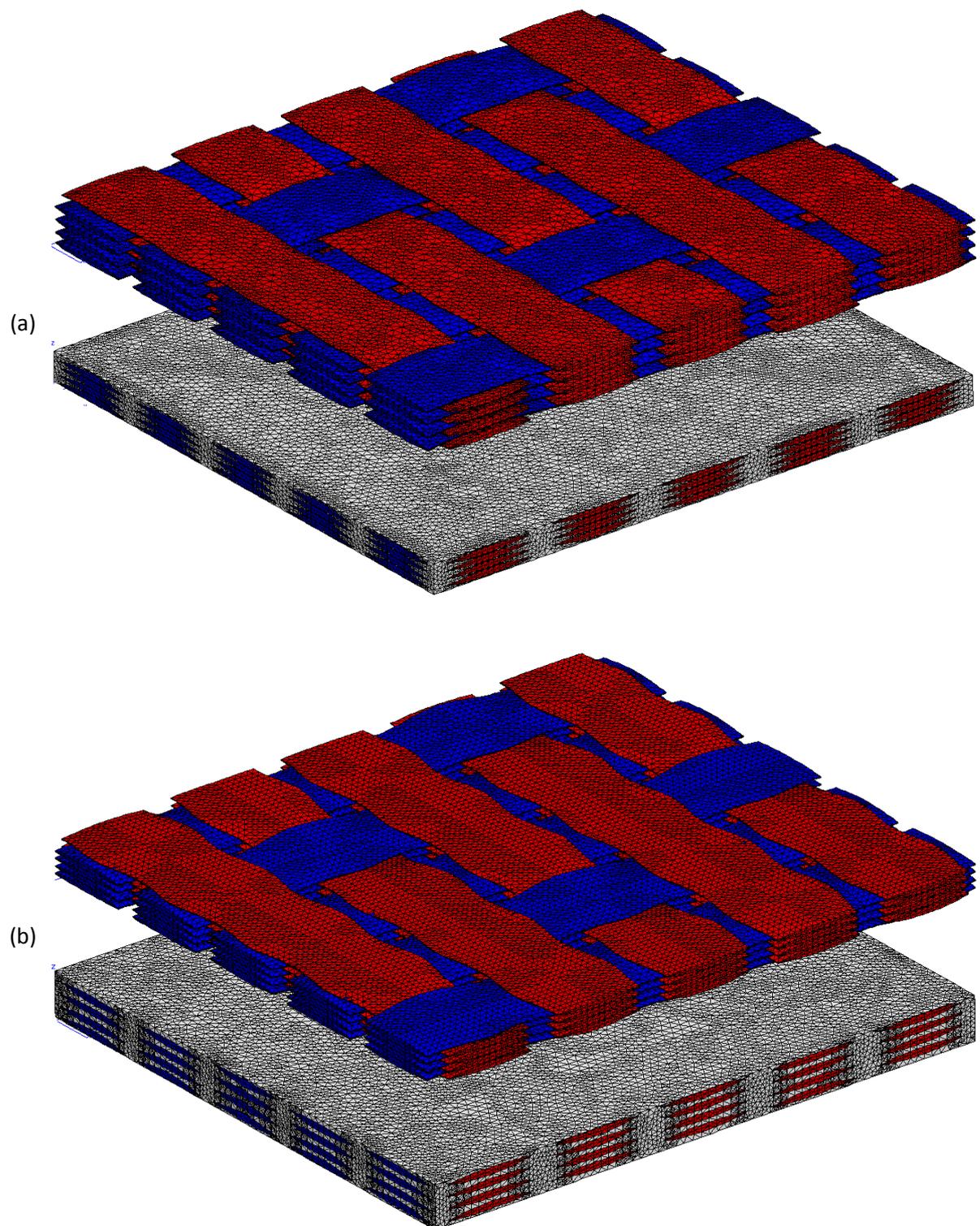


Figure 4.13 : maillages du composite et du renfort à 4 plis de satin de 5 sans imbrication, compactés pour atteindre (a) 40% de fibres, et (b) 60% de fibres

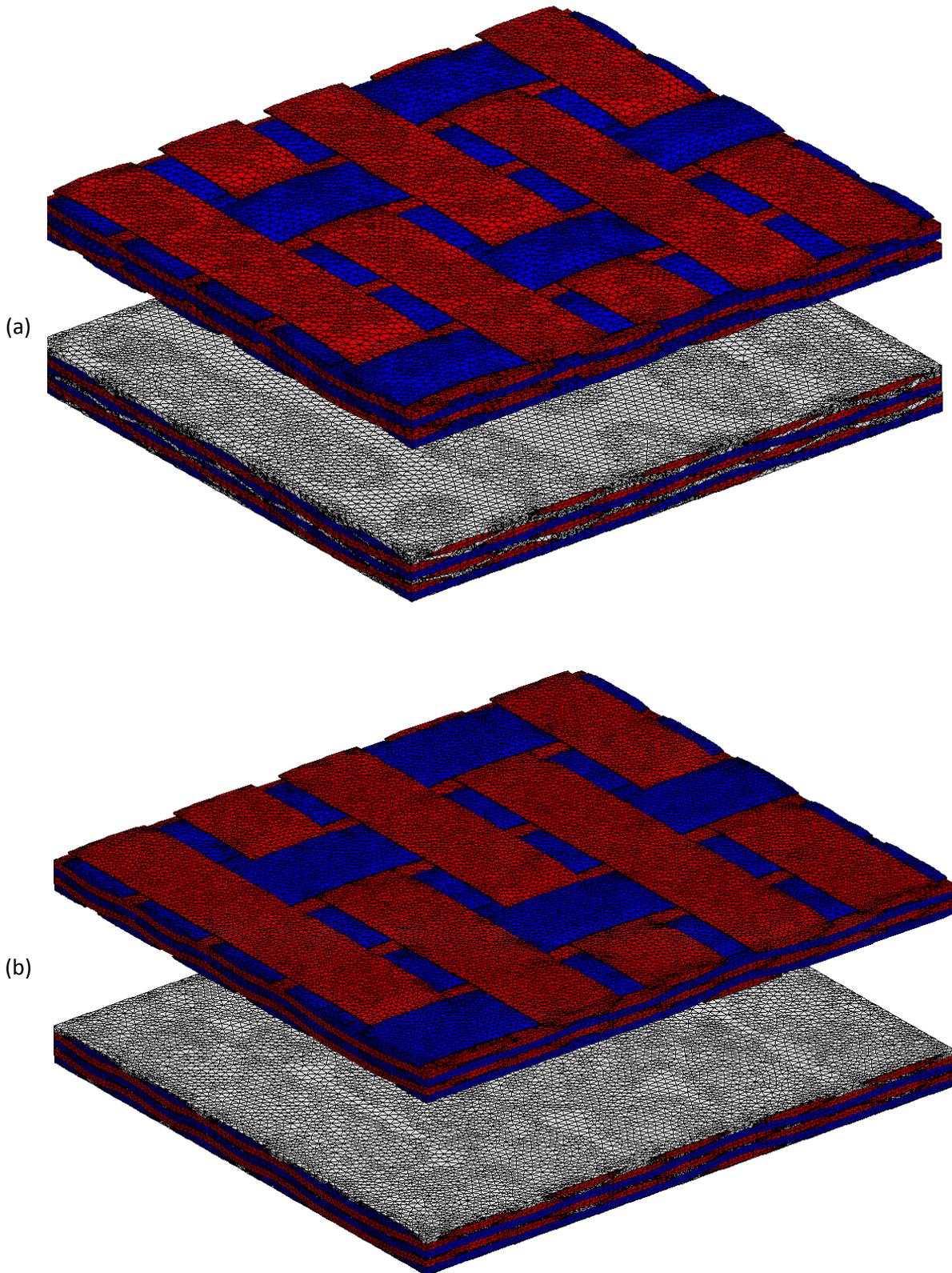


Figure 4.14 : maillages du composite et du renfort à 4 plis de satin de 5 avec imbrication maximale, compactés pour atteindre (a) 40% de fibres, et (b) 50% de fibres

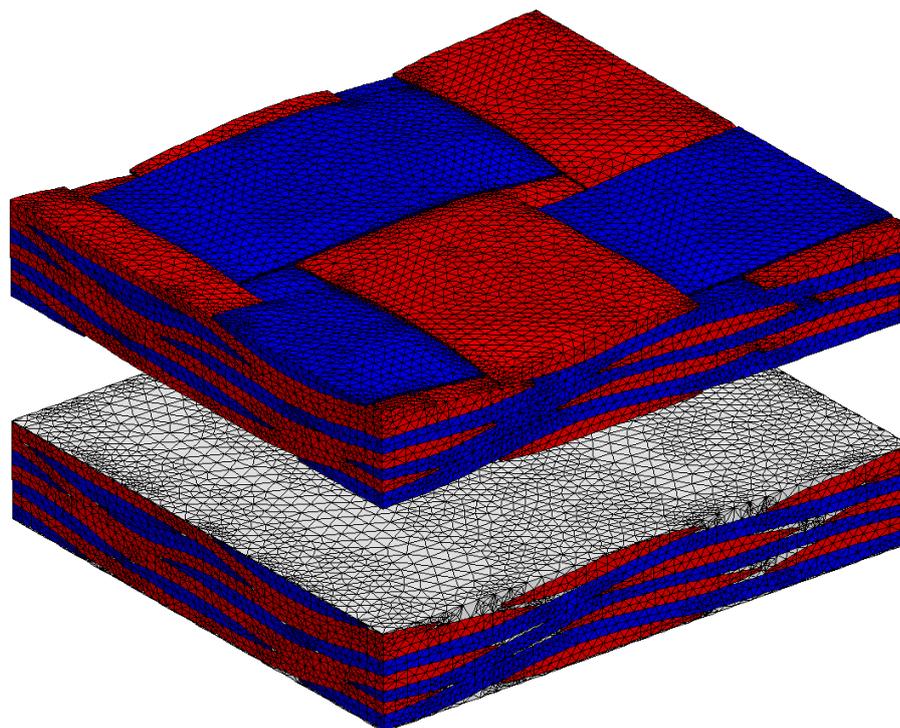


Figure 4.15 : maillages du composite et du renfort à 4 plis de taffetas avec imbrication aléatoire, compactés pour atteindre 50% de fibres

4.4.2 Observation du taux de fibres dans les torons

4.4.2.a Points forts de l'approche proposé : taux de fibres réalistes, et conservation du volume de fibres dans chacune des CER

Généralement, pour obtenir un taux de fibres ciblé, on calcule le taux de torons dans la CER (le rapport entre le volume de torons et le volume total de la cellule), et on en déduit le taux de fibres à imposer aux torons. Hors, sans prise en compte de la compaction du renfort, ou en imposant une fine couche de matrice entre torons à défaut d'avoir un maillage conforme au niveau des zones de contact (voir section 2.4.3.c), le taux de torons peut être relativement faible. On comprend que dans ce cas, pour atteindre un taux de fibres élevé (60% ou plus) dans la cellule, on peut être amené à imposer aux torons un taux de fibres très élevé, voire non physique (supérieur à 100%) [De Carvalho *et al.* 2012; Melro *et al.* 2012]. Le point fort de la procédure proposée est qu'en prenant en compte la compaction du renfort tout en s'assurant du contact entre torons, le taux de fibres à imposer aux torons est réaliste. De plus, la définition du chargement appliquée aux parois mobiles du moule (section 4.3.3.c et équation (4.18)) lors de la simulation de la compaction du renfort, permet de cibler un taux de fibres dans la CER tout en s'assurant de la conservation du volume de fibres présent dans le composite (qui, autrement, est souvent amené à être augmenté). Ainsi, une fois les maillages réalisés, il suffit simplement de diviser le volume de fibres présent dans la cellule (paramètre matériau) par le volume de torons, calculé directement sur le maillage.

4.4.2.b Influence de la compaction et de l'imbrication des plis

Le Tableau 4.5 regroupe les différents taux de fibres obtenus dans les torons, mis sous forme de graphe sur la Figure 4.16. Sur ce graphe, les ronds correspondent aux CER où l'imbrication des plis est nulle, et les carrés correspondent aux CER où l'imbrication des plis est maximale.

Renfort de la CER	Imbrication	T _f dans la CER (%)	T _f dans le toron (%)
4 plis de taffetas	non	~ 40	59.1
	max	~ 40	56.6
	non	~ 45	61.0
	max	~ 45	56.6
	non	~ 50	64.1
	max	~ 50	57.4
	aléatoire	~ 50	58.5
	non	~ 55	66.9
	max	~ 55	59.2
	non	~ 60	70.8
	max	~ 60	63.1
	4 plis de satin de 5	non	~ 40
oui		~ 40	54.1
non		~ 50	66.4
oui		~ 50	56.2
non		~ 60	75.5

Tableau 4.5 : taux de fibres obtenus dans les CER et les torons

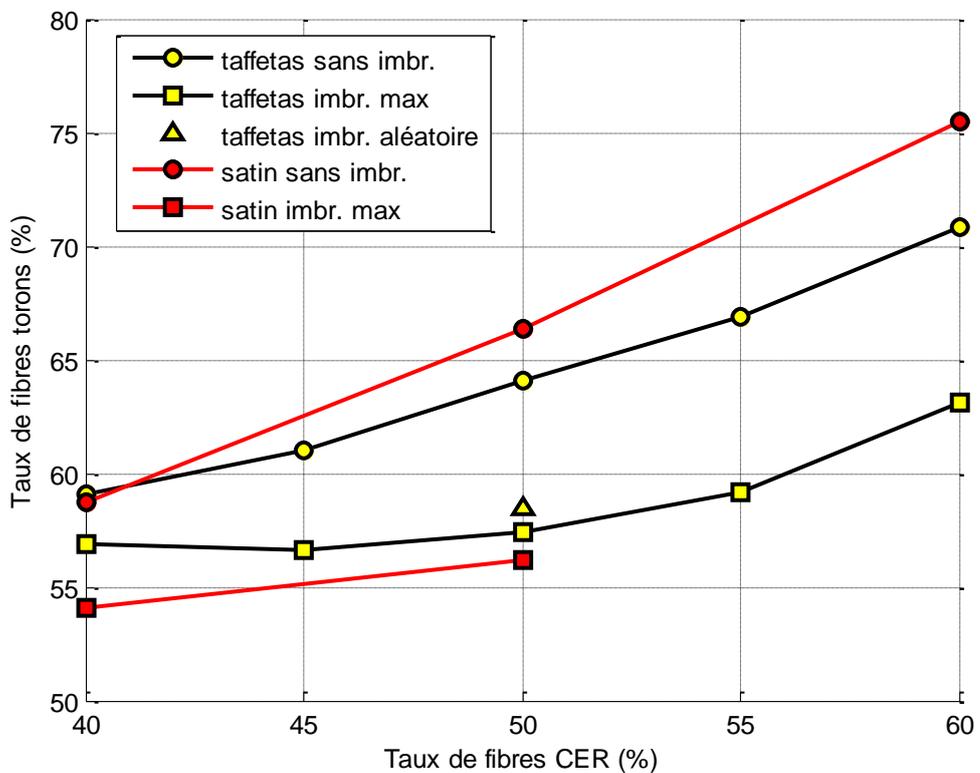


Figure 4.16 : taux de fibres calculés dans les torons en fonction du taux de fibres des différentes CER

Comme attendu, plus la compaction du renfort est importante, plus, à volume de fibres égal, le taux de fibres dans les torons est important. De plus, on peut voir qu'il est moins élevé lorsque l'imbrication est prise en compte. En effet, l'empilement des plis sans imbrication répartit moins bien les torons dans l'espace. Par exemple, on peut voir sur les Figures 4.5 et 4.8 que des « colonnes » de matière se créent là où les croisements entre torons sont superposés, alors que les torons sont plus uniformément répartis sur les Figures 4.6 et 4.9.

4.4.3 Bilan sur la procédure de création des CER de CMO tissé

Lorsque le renfort est compacté, les torons sont localement déformés et le matériau ré-orienté. On a aussi vu que l'imbrication entre plis modifiait l'ondulation des torons et la répartition des déformations au sein du renfort (sections 4.3.4.a et 4.4.2.b). Ainsi, la prise en compte à la fois de la compaction et de l'imbrication est primordiale pour étudier la répartition des efforts dans le composite. De plus, on a vu que le taux de fibres dans les torons des CER est directement déduit du volume de fibres présent dans le renfort avant compaction (paramètre matériau), et du volume de torons présent dans le maillage après simulation de la compaction du renfort (utilisant les paramètres de fabrication). Cette approche permet de travailler avec des taux de fibres réalistes, qui n'ont pas été augmentés de manière virtuelle pour atteindre un taux de fibres global ciblé (section 4.2.2.a). Ainsi, la procédure de création des CER de CMO tissé joue un rôle clé dans la prévision des propriétés mécaniques d'un CMO tissé, en créant un véritable pont entre les paramètres matériaux, la modélisation du procédé de mise en forme du renfort tissé, et le reste de la chaîne de calcul.

4.5 Modélisation de l'infiltration de la résine : prévision de la perméabilité du renfort

4.5.1 Contexte et objectif de la modélisation

L'infiltration de la résine, qu'elle soit par injection RTM (Resin Transfer Molding), ou par infusion LRI (Liquid Resin Infusion), intervient après la mise en forme du renfort dans le procédé de fabrication d'une pièce en CMO tissé (voir section 1.2.4), et joue un rôle important sur les propriétés mécaniques du matériau (apparition de porosités plus ou moins importantes) [Varna *et al.* 1995; Gowayed 1997; Trochu *et al.* 2006]. La modélisation de cette étape du procédé de fabrication revient à résoudre un problème d'écoulement dans un milieu poreux (le renfort fibreux), dont la bonne définition est capitale. Puisque, la déformation du milieu joue un grand rôle dans la taille et la répartition des pores, on comprend qu'il est essentiel de réaliser les simulations d'écoulement sur des géométries déformées.

Parmi les éléments qui sont caractérisés, la perméabilité est classiquement mesurée et utilisée dans les codes de simulation d'écoulement de résine. Hors, le nombre d'expériences nécessaires à la caractérisation complète de la perméabilité d'un renfort donné est énorme [Laine 2008]. Pour les diminuer, comme dans de nombreux autres domaines, le développement d'une modélisation prédictive présente un intérêt majeur. Le but de la modélisation présentée ci-dessous est d'avantage démonstratif que présentant un réel apport scientifique. Il s'agit ici de simplement montrer l'apport de cellules générées par la méthode présentée précédemment, sur le calcul du tenseur de perméabilité du milieu fibreux.

4.5.2 Celper 2 : présentation de l'outil utilisé

Différentes approches visant à décrire la perméabilité des renforts fibreux ont été étudiées, que ce soit par des modèles analytiques [Carman 1937; Gebart 1992], ou par des modèles numériques [Choi *et al.* 1998; Nedvanov et Advani 2002; Fournier 2003; Verleye 2008]. Le modèle choisi ici est un modèle développé et disponible à l'Onera, implémenté et formalisé en un outil de simulation numérique, Celper 2, permettant de calculer les coefficients du tenseur de perméabilité homogénéisé d'un milieu hétérogène périodique. Cet outil résout des équations issues de la mécanique des écoulements fluides et de la théorie de l'homogénéisation périodique, dont une description détaillée, ayant inspirée les prochaines lignes présentant le problème, se trouve dans [Laine 2008]. De manière synthétique, l'approche se décompose en deux problèmes : le problème de Stokes et le problème de Brinkman.

Le problème de Stokes

Le problème de Stokes décrit l'écoulement de la matrice entre les torons (dans les macro-pores). En effet, il considère l'écoulement d'un fluide incompressible en régime stationnaire dans une matrice poreuse (la méso-structure tissée). En notant v la vitesse locale du fluide, p la pression locale et μ sa viscosité, le problème de Stokes se décrit par les deux équations suivantes :

$$\mu \Delta v = \nabla p \quad (4.19)$$

$$\nabla \cdot v = 0 \quad (4.20)$$

avec $v = 0$ à l'interface solide-fluide. On sait expérimentalement qu'un tel comportement microscopique (mésoscopique dans le cas de nos cellules composites) conduit au niveau macroscopique, en considérant un flux stationnaire, à la loi de Darcy qui relie la vitesse moyenne du fluide au gradient de pression macroscopique :

$$\phi \langle v \rangle = - \frac{\overline{K_D}}{\mu} \cdot \langle \nabla p \rangle \quad (4.21)$$

avec ϕ la porosité du milieu et $\overline{K_D}$ sa perméabilité. La perméabilité du milieu ne dépend pas de la nature du fluide (sa viscosité) mais seulement de la microstructure géométrique du milieu poreux. En générale, pour un milieu anisotrope (comme par exemple un réseau de torons de fibres), $\langle v \rangle$ et $\langle \nabla p \rangle$ ne sont pas colinéaires de sorte que $\overline{K_D}$ est tensoriel. Cette valeur est macroscopique, et Celper 2 l'obtient en résolvant l'équation de Stokes sur une cellule représentative du milieu dans le cadre d'une méthode d'homogénéisation périodique.

Le problème de Brinkman

L'écoulement de la matrice dans les torons est quant à lui traduit grâce à un raffinement du problème de Stokes, proposé par [Brinkman 1947]. Un nouveau milieu, le milieu de Brinkman, est introduit. Il possède une nouvelle échelle de porosité microscopique, créée par le réseau de fibres dans les torons, dont la perméabilité est notée $\overline{K_{Br}}$. Soit x une variable mésoscopique de position du milieu de Stokes, et y une variable microscopique de position du milieu de Brinkman. Un développement multiéchelle des champs de vitesses et de pression donne, selon la méthode d'homogénéisation périodique :

$$v(x) = v_0(x, y) + \varepsilon v_1(x, y) + \varepsilon^2 v_2(x, y) + \dots \quad (4.22)$$

$$p(x) = p_0(x, y) + \varepsilon p_1(x, y) + \varepsilon^2 p_2(x, y) + \dots \quad (4.23)$$

Ainsi, les équations de Brinkman permettant de résoudre le problème à double porosité, sont les suivantes :

$$\mu \Delta_{yy} v - \nabla_y p_1 = \nabla_x p_0 \text{ dans le milieu de Stokes} \quad (4.24)$$

$$\nabla_y \cdot v_0 = 0 \text{ à l'interface entre les deux milieux} \quad (4.25)$$

$$-\frac{\mu}{K_{Br}} v_0 + \mu_2 \Delta_{yy} v_0 - \nabla_y p_1 = \nabla_x p_0 \text{ dans le milieu de Brinkman} \quad (4.26)$$

Avec μ_2 un paramètre physiquement homogène à une viscosité et de l'ordre de grandeur de μ . L'objectif de cette partie n'étant d'étudier ni l'influence des géométries de torons sur ce paramètre, ni l'influence de ce paramètre sur les résultats finaux, il sera fixé en tant que scalaire (perméabilité isotrope) avec pour valeur $K_{Br} = 5.10^{-13} \text{ m}^2$ (valeur usuelle [Laine 2008]).

Données d'entrées

La donnée d'entrée principale de Celper 2, au-delà du paramétrage propre à l'outil, est le maillage du milieu d'écoulement. Ce maillage doit être constitué d'éléments tétraédriques, doit être périodique, et écrit dans le format IDEAS (format « unv »). Ainsi, uniquement une réécriture au bon format a été nécessaire pour directement calculer le tenseur de perméabilité macroscopique des cellules de CMO tissé générées par la procédure, ce qui permet d'avoir accès rapidement à l'influence de la déformation, dont on sait qu'elle est de premier ordre.

4.5.3 Résultats

4.5.3.a Choix des démonstrateurs

Trois cellules avec un renfort de quatre plis de taffetas ont été utilisées, dont la répartition des milieux de Stokes (en bleu) et de Brinkman (en rouge) est montrée sur la Figure 4.17. Les plis de la première ont une imbrication maximale, et sont compactés pour atteindre un taux de fibres de 40% (Figure 4.17a), ces mêmes plis ont été compactés pour atteindre un taux de fibres de 60% dans la seconde cellule (Figure 4.17b), et aucune imbrication n'a été imposée sur les plis de la troisième cellule, compactée pour atteindre aussi un taux de fibres de 60%. La comparaison entre la première et la troisième cellule permet de voir l'influence de la compaction des tissus, alors que la comparaison entre la deuxième et la troisième cellule permet de voir l'influence de l'imbrication des plis.

4.5.3.b Influence du déséquilibre du tissu

Le Tableau 4.6 présente les coefficients du tenseur de perméabilité des trois cellules calculés après homogénéisation, K_1 , K_2 et K_3 étant respectivement la perméabilité du renfort selon le sens chaîne, le sens trame et selon l'épaisseur. La Figure 4.18 montre les différents champs de contraintes obtenus par simulation EF sur les trois cellules. Il est évident que plus la taille des macro-pores est faible (il s'agit du milieu de Stokes), plus le milieu de Brinkman est présent dans la cellule, et plus la perméabilité de celle-ci sera faible. Par conséquent, nous pouvons d'ores et déjà noter que le fait que K_1 est supérieur à K_2 est du au déséquilibre du tissu, faisant que la texture sens chaînes est plus importante que la texture sens trames (voir Tableau 4.1). En effet, l'espacement plus faible

des chaînes entre elles par rapport à celui des trames, diminue la taille des macro-pores entre les chaînes, ce qui ralentit l'écoulement de la résine dans le sens trame. On peut aussi remarquer que K_1 et K_2 sont toujours plus grands que K_3 , ce qui s'explique simplement par la présence de fines couches de matrices sur la partie supérieure et inférieure de la cellule, laissant s'écouler la matrice.

Compaction	Tf=40%	Tf=60%	
Imbrication	maximale		sans
K_1 (m ²)	$8.31 \cdot 10^{-11}$	$3.68 \cdot 10^{-12}$	$2.18 \cdot 10^{-11}$
K_2 (m ²)	$7.56 \cdot 10^{-11}$	$3.35 \cdot 10^{-12}$	$1.99 \cdot 10^{-11}$
K_3 (m ²)	$1.46 \cdot 10^{-12}$	$4.68 \cdot 10^{-13}$	$2.70 \cdot 10^{-12}$

Tableau 4.6 : coefficients diagonales du tenseur de perméabilité homogène des trois cellules

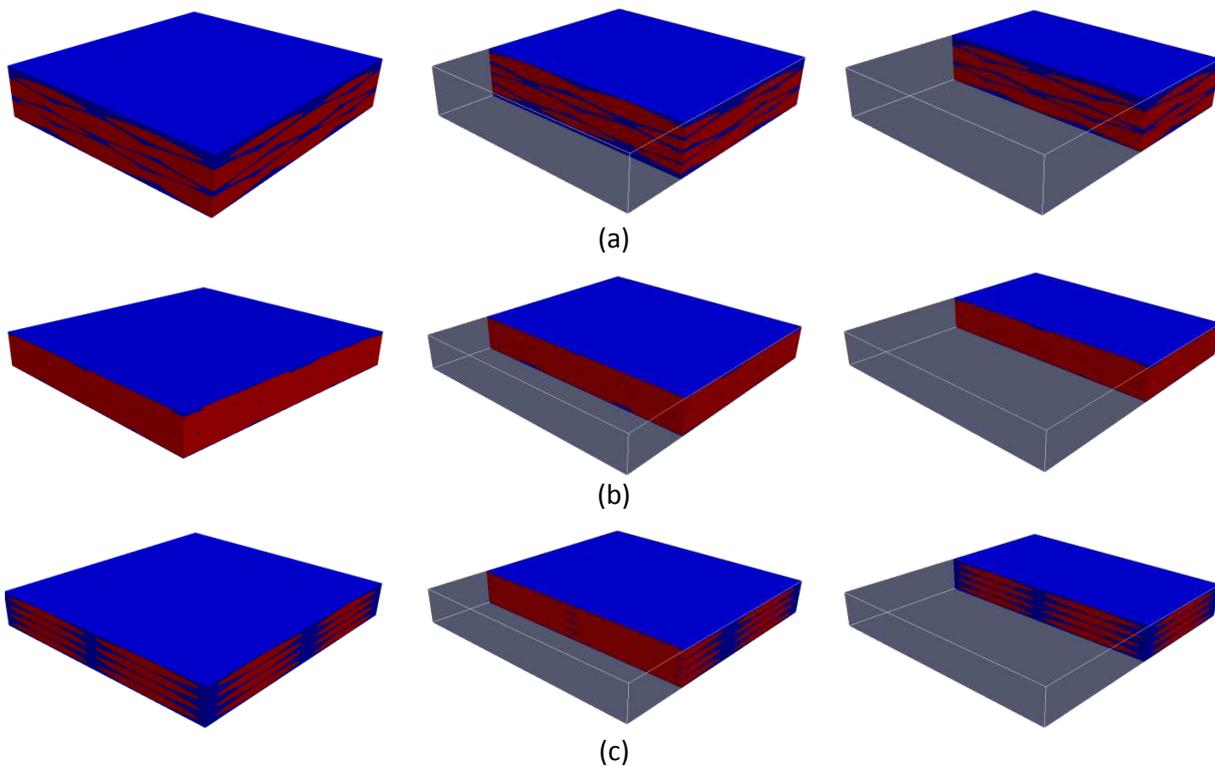


Figure 4.17 : (a) cellule de composite taffetas avec imbrication maximale, compactée pour atteindre un taux de fibres de 40%, et (b) un taux de fibres de 60%, (c) cellule de composite taffetas sans imbrication, compactée pour atteindre un taux de fibres de 60%

4.5.3.c Influence de la compaction et de l'imbrication des plis

On peut voir sur la Figure 4.17 et la Figure 4.18, en comparant la première et la deuxième cellule, puis la deuxième et la troisième cellule, que la compaction et l'imbrication des plis diminuent non seulement la taille des macro-pores, mais tendent aussi à les isoler (ils ne communiquent plus). Ce double effet a naturellement pour conséquence de diminuer la perméabilité des cellules (voir Tableau 4.1). Notons que dans le sens de l'épaisseur, les fines couches de matrice ne jouent quasiment aucun rôle sur l'écoulement de la matrice. Ainsi, la diminution de la taille des macro-pores et leur isolement, lorsque le renfort avec imbrication est fortement compacté, sont tels que la perméabilité de la cellule dans le sens de l'épaisseur devient quasi-égale à la perméabilité de Brinkman. Le fait que, dans le cas étudié ici, elle en soit même légèrement inférieure (ce qui est

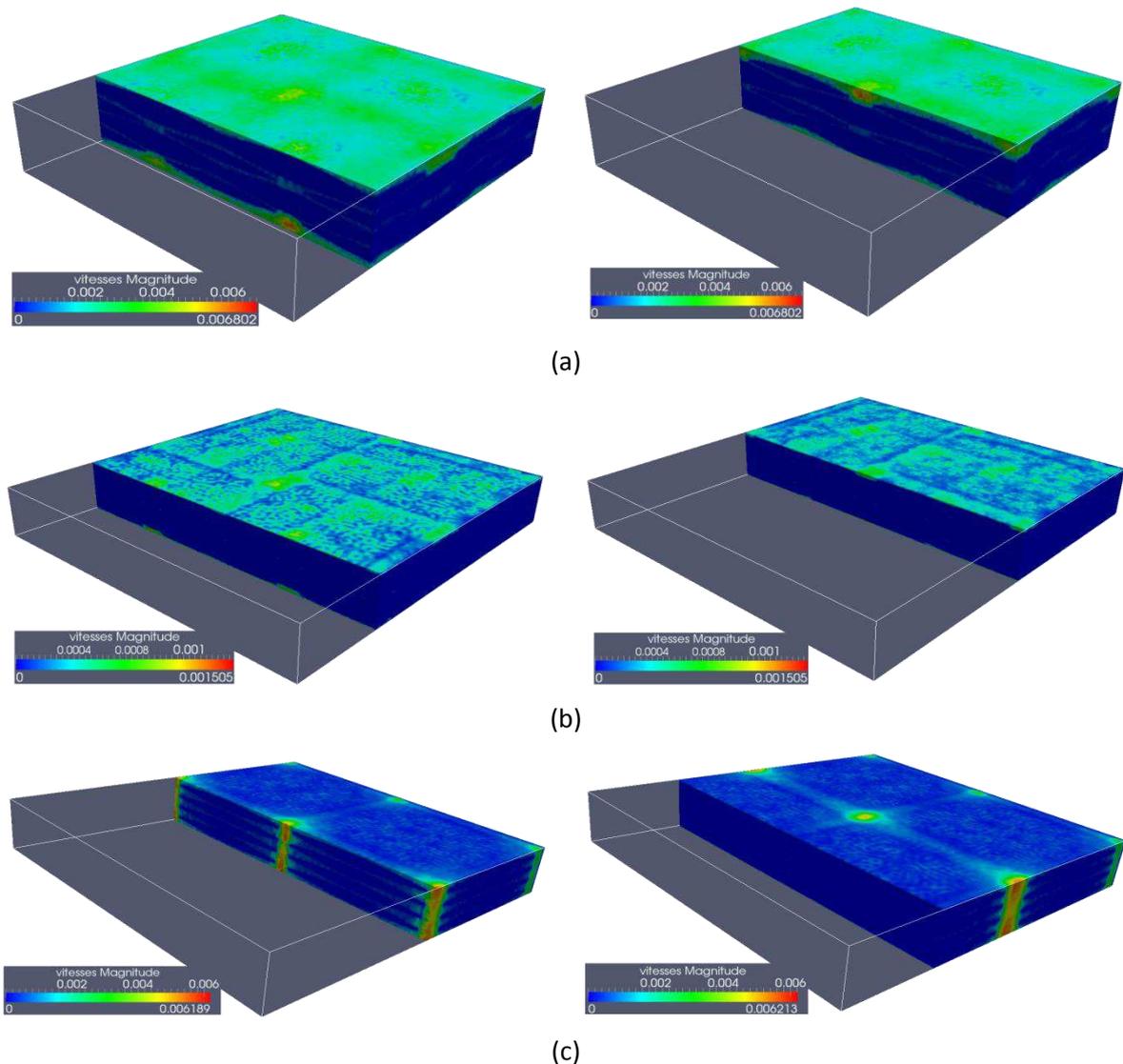


Figure 4.18 : champs de vitesse d'écoulement du fluide selon la direction de l'épaisseur pour la cellule (a) à Tf=40% avec imbrication maximale, (b) à Tf=60% avec imbrication maximale, et (c) à Tf=60% sans imbrication

anormal), est sans doute la conséquence d'erreurs numériques et d'une qualité de maillage insuffisante par endroit (il serait mieux, par exemple, qu'au moins deux éléments d'un même milieu se situent dans les épaisseurs de toutes les zones du maillage).

4.6 Modélisation de la cuisson du composite : prévision des contraintes résiduelles et du coefficient de dilatation thermique

4.6.1 Contexte et objectif de la simulation

Les propriétés du composite sont affectées par de nombreux facteurs apparaissant pendant sa cuisson ou le refroidissement après cuisson. Ainsi, la dilatation thermique de la matrice pendant la phase de refroidissement [Favre 1988] et la perte de volume associé à sa réticulation [Li *et al.* 2004] entraînent l'apparition de contraintes résiduelles et de micro-flambement des fibres [Jochum *et al.* 2008], qui peuvent altérer les propriétés mécaniques du matériau, faciliter l'apparition de

l'endommagement, et changer sa cinétique. De plus, les contraintes résiduelles au sein du matériau peuvent modifier la forme finale de la pièce composite [Albert et Fernlund 2002; Ersoy *et al.* 2010]. C'est pourquoi il est important de bien maîtriser la cuisson du composite, notamment par un paramétrage précis des cycles de cuisson, qui ont un impact significatif sur les contraintes résiduelles [Kim et Daniel 2002; Kim *et al.* 2006]. Plusieurs modèles prenant en compte la cuisson du composite, que ce soit des modèles de cinétique de réticulation de la résine, ou des modèles thermomécanique prenant en compte la dilatation des constituants, ont déjà vu le jour. Par exemple, [Rabearison *et al.* 2009] a mis en place la modélisation du cycle de cuisson d'une résine époxy, [Magnus Svanberg et Anders Holmberg 2004] ont étudié les changements de forme d'une pièce à l'échelle macro après cuisson, et [Zhao *et al.* 2007] se sont intéressés à la prédiction des contraintes résiduelles à l'échelle micro par un modèle EF, et à l'influence de ces contraintes sur l'endommagement du matériau. L'objectif de cette partie étant de simplement montrer l'applicabilité des cellules générées à ce type de simulation, une modélisation du refroidissement du composite après cuisson a été mise en place dans une approche multiéchelle linéaire élastique, volontairement simple.

4.6.2 Modélisation multiéchelle micro-méso mise en place

4.6.2.a Approche multiéchelle micro-méso

Dans une approche linéaire élastique, sans prise en compte de la thermocinétique de réticulation de la matrice, la source de contraintes et de déformations locales résiduelles est simplement la dilatation thermique des constituants, de façon que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}_{th}) \quad (4.27)$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{th} = \underline{\underline{\alpha}} \Delta T \quad (4.28)$$

avec $\underline{\underline{\alpha}}$ le tenseur de dilatation thermique et $\underline{\underline{C}}$ le tenseur des rigidités du matériau. Afin de construire ces deux tenseurs, un premier calcul EF de refroidissement est effectué à l'échelle des constituants fibre et matrice. A cette échelle, plusieurs Volume Élémentaire Représentatif (VER) sont possibles : carré, hexagonal, aléatoire. Dans la mesure où nous restons dans le domaine élastique linéaire, le VER hexagonal suffit pour obtenir les propriétés homogènes isotropes transverses mécaniques et thermiques du toron [Trias *et al.* 2006]. C'est donc ce VER qui a été choisi, dont le taux de fibres est obtenu en connaissant le taux de fibres du composite et le taux de torons compris dans la cellule (calculé après compaction et maillage). Une fois l'homogénéisation périodique réalisée à cette échelle (voir paragraphe suivant), la loi de comportement linéaire élastique du toron est identifiée, et un calcul EF de refroidissement est effectué sur la cellule composite elle-même.

4.6.2.b Homogénéisation périodique réalisée dans Zébulon

Zébulon est un logiciel de résolution de problèmes de mécanique non-linéaire des matériaux par la méthode des éléments finis. Ses équivalents commerciaux sont Abaqus ou Samcef par exemple. Il fait partie de la suite logiciel Z-set³, et est développé conjointement par l'école des Mines de Paris, Northwest Numerics et l'Onera. Ce logiciel a été utilisé dans ce travail de thèse pour toutes les simulations EF mécaniques et thermomécaniques appliquées à une cellule composite.

Les conditions aux limites périodiques à imposer en bord de cellule (VER hexagonal ou cellule composite en fonction de l'échelle considérée) se calquent sur celles construites dans le paragraphe 4.3.2. Leur implémentation est aisée, car, dans Zébulon, un élément fini dit « périodique » est

³ Z-set/Zébulon, material and structure analysis suite, <http://www.zset-software.com/>

disponible. Il effectue la décomposition des déplacements et des déformations (équations (4.5) et (4.6)), ou des forces et des contraintes, en un terme global (macroscopique) et un terme local. Cette écriture permet directement d'écrire une relation linéaire entre les termes locaux de deux nœuds périodiques (une égalité, dans notre cas). De plus, il est aussi possible, dans une approche en déformation, d'appliquer directement sur la cellule la déformation macroscopique, ou d'imposer directement, dans une approche en contrainte, la contrainte macroscopique. Ainsi, lorsque les conditions périodiques aux bords sont appliquées au volume, la déformation macroscopique correspond à la moyenne des déformations, et la contrainte macroscopique correspond à la moyenne des contraintes. C'est cette dernière approche qui est utilisée dans cette simulation du refroidissement du composite : une contrainte macroscopique nulle est imposée de façon à ce que les contraintes et les déformations locales soient uniquement dus à la dilatation thermique des constituants :

$$\langle \bar{\sigma} \rangle = \langle \bar{C} : (\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_{th}) \rangle = 0 \quad (4.29)$$

Soit :

$$\langle \bar{\varepsilon} \rangle = \langle \bar{\varepsilon}_{th} \rangle = \langle \bar{\alpha} \rangle \Delta T \quad (4.30)$$

Ainsi, en imposant un ΔT constant sur toute la CER, la moyenne des déformations obtenue après calcul permet immédiatement d'obtenir les coefficients du tenseur de dilatation thermique homogénéisé.

4.6.3 Résultats

4.6.3.a Remarques préliminaires

Les démonstrateurs utilisés dans ces simulations sont les mêmes que ceux utilisés dans la partie 4.5, pour les mêmes raisons (voir 4.5.3.a). Rappelons que l'objectif de cette simulation est de montrer que les cellules composites générées, et leur capacité à prendre en compte la déformation du renfort, peuvent s'appliquer à la modélisation de la cuisson du composite. Par conséquent, aucune discussion ne sera faite sur les valeurs mêmes des contraintes affichées par la suite, difficilement mesurables expérimentalement, afin de porter un regard qualitatif sur les résultats. Dans le même état d'esprit, les propriétés mécaniques des constituants, et des torons homogènes obtenus par homogénéisation, ne sont volontairement pas affichées. Notons que ces propriétés et leur obtention sont explicitées dans le Chapitre 5 (section 5.2) de ce manuscrit, qui se concentre lui véritablement sur la modélisation purement mécanique des composites.

4.6.3.b Influence de l'imbrication des tissus et de la compaction sur les coefficients de dilatation thermique des cellules

La dilatation thermique de la fibre et de la matrice est supposée isotrope, avec $\alpha_{\text{fibre}} = 4.9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ et $\alpha_{\text{matrice}} = 5.8 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, valeurs extraites de [Soden *et al.* 1998]. Le refroidissement appliqué aux trois cellules ainsi qu'aux VER microscopiques hexagonaux associés est de $\Delta T = 120^\circ$. Le Tableau 4.7 présente les coefficients diagonaux du tenseur (diagonal) de dilatation thermique des trois cellules étudiées, avec α_1 le coefficient sens chaîne, α_2 le coefficient sens trame et α_3 le coefficient dans le sens de l'épaisseur. Le déséquilibre du tissu taffetas modélisé fait que la densité de fibres dans le sens chaîne est supérieure à celle dans le sens trame. Hors la dilatation thermique de la fibre est inférieure à celle de la matrice, c'est donc tout naturellement que la dilatation thermique des cellules sens chaîne est inférieure (très légèrement) à celle sens trame. De la même manière, la compaction augmentant la densité de fibres, que ce soit dans les torons ou dans les CER, diminue les coefficients

l'ensemble des coefficients de dilatation thermique. En revanche, l'influence de l'imbrication des plis est peu visible. En effet, bien que l'on puisse constater que les coefficients thermiques de la cellule avec imbrication maximale sont inférieurs à ceux de la cellule sans imbrication, les écarts sont peu significatifs, moins de 5%, dans un simple contexte d'élasticité linéaire.

4.6.3.c Influence de l'imbrication des tissus et de la compaction sur les champs de contraintes résiduelles

La Figure 4.19 montre le champ de contraintes de Von Mises dans les composites et les renforts étudiés, obtenu après refroidissement. Il est facile de constater que la répartition des contraintes est différente selon les cas. En effet, la dilatation thermique des poches de matrice pure est plus importante que la dilatation thermique des torons. Ainsi, les contraintes locales dépendent de la répartition et du volume des poches de matrice et des torons, et donc, d'une manière plus globale, de la géométrie du renfort. Ainsi, par transitivité, le taux de compaction du renfort et l'imbrication des plis entre eux jouent fortement sur les contraintes résiduelles dans le composite, ce que montre bien la Figure 4.19, et auront sans aucun doute une influence sur l'endommagement du composite.

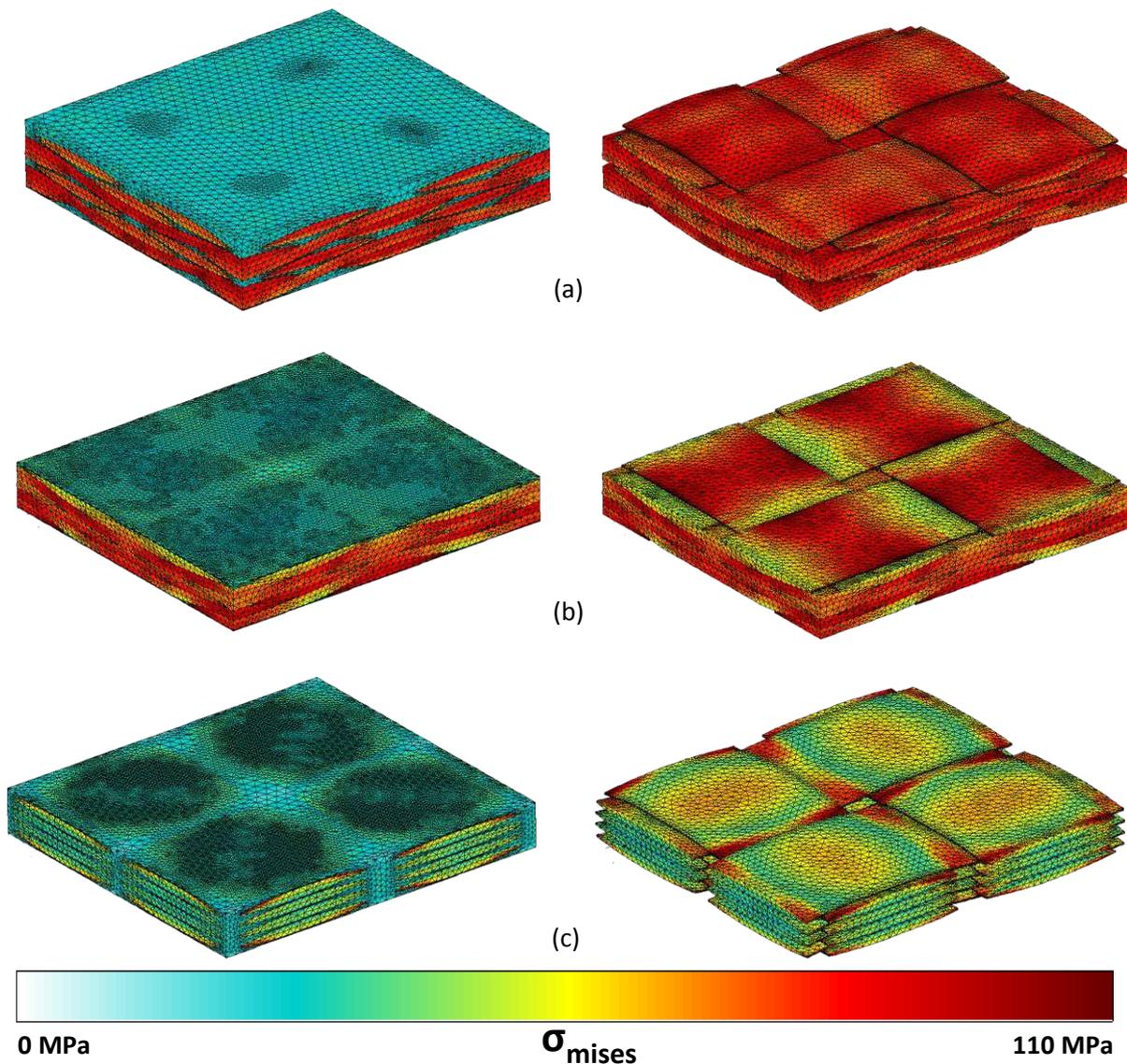


Figure 4.19 : contraintes de Von Mises dans les composites et les renforts composés de quatre plis de taffetas compactés (a) à Tf=40% avec imbrication maximale, (b) à Tf=60% avec imbrication maximale, (c) à Tf=60% sans imbrication

Compaction		$T_f=40\%$	$T_f=60\%$	
Imbrication		maximale		sans
$\alpha_1 (K^{-1})$	Torons	$8.73 \cdot 10^{-6}$	$8.25 \cdot 10^{-6}$	$7.76 \cdot 10^{-6}$
	CER	$2.43 \cdot 10^{-5}$	$1.90 \cdot 10^{-5}$	$1.81 \cdot 10^{-5}$
$\alpha_2 (K^{-1})$	Torons	$4.14 \cdot 10^{-5}$	$3.59 \cdot 10^{-5}$	$2.91 \cdot 10^{-5}$
	CER	$2.58 \cdot 10^{-5}$	$2.02 \cdot 10^{-5}$	$1.93 \cdot 10^{-5}$
$\alpha_3 (K^{-1})$	Torons	$4.14 \cdot 10^{-5}$	$3.59 \cdot 10^{-5}$	$2.91 \cdot 10^{-5}$
	CER	$8.35 \cdot 10^{-5}$	$6.04 \cdot 10^{-5}$	$5.88 \cdot 10^{-5}$

Tableau 4.7 : coefficients diagonaux des tenseurs de dilatation thermique des trois cellules

4.7 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de montrer l'apport de la procédure de génération de CER de CMO tissé prenant en compte la déformation du renfort, à la modélisation du procédé de fabrication du composite. Tout d'abord, on a pu voir que, couplée avec la modélisation de la compaction d'un renfort tissé, la procédure permettait de créer de façon automatique des CER dont le renfort était très dense, tout en gardant un taux de fibres réaliste dans les torons. De plus, différentes cellules peuvent être extraites d'un même calcul de compaction, ce qui permet de les relier par les mêmes paramètres de conception : géométrie du tissu, volume de fibres et paramètres de compaction (vitesse d'écrasement, par exemple). Grâce à cette approche, construite avec des hypothèses simples et pragmatiques, des résultats encourageants et cohérents ont été obtenus en termes de prévision des influences de la compaction ou de l'imbrication des plis, montrant que la procédure joue bien son rôle de pont entre les paramètres matériaux, la modélisation de la déformation des renforts secs et le reste de la chaîne. Néanmoins, la modélisation du procédé complet, procédure comprise, présente actuellement plusieurs limitations :

- La qualité des maillages de composites générés pose quelques problèmes numériques, avec peu d'importance dans un contexte d'élasticité linéaire, mais que l'on devine non sans conséquence lorsque l'on passera au non-linéaire. Un effort important doit donc être fait sur ce point. Malgré tout, les maillages ont été générés de façon automatique, les outils de remaillage disponibles permettent un raffinement dans les zones étroites, et les surfaces de torons sont continues, ce qui est encourageant.
- Les formes de torons après prise en compte de leur compaction, et/ou de l'imbrication des plis sont beaucoup plus proches de la réalité que celles idéalisées par un modèle géométrique. Malgré tout, elles semblent éloignées des formes réelles de torons observées dans un CMO tissé. Ce point sera confirmé dans le Chapitre 6, par une comparaison avec une coupe microscopique d'un composite réel. Cette limitation a principalement deux origines : la géométrie initiale d'un toron étant idéale (et homogène), sa déformation ne sera jamais identique à celle d'un toron réel (non homogène), et la loi de comportement de toron sec utilisée actuellement est trop simpliste. Un développement plus poussé de cette loi, comme proposé par exemple par [Badel *et al.* 2008b], permettrait de mieux approcher les déformations réelles de torons.
- la fine couche de matrice sur la partie supérieure et inférieure du composite limite fortement la prédictivité d'un modèle EF d'écoulement de résine. Toutefois, ce point n'est pas une limitation du concept même de la procédure présentée dans le Chapitre 3, mais est

simplement une limitation de la forme actuelle de l'implémentation de la procédure, qui pourra être gommée dans une version ultérieure.

- pour une raison qui est aussi due à une limitation de la forme actuelle de la procédure, il n'est pour l'instant pas encore possible de générer des cellules dont le renfort est cisailé. De même, toutes les configurations de compaction ne peuvent pas encore être prise en compte quelle que soit l'architecture tissée. Ces limitations sont d'ordre algorithmique, et peuvent être levées par un développement plus important du code.

Globalement, un travail supplémentaire modeste permettrait de lever l'ensemble de ces limitations, ce qui est très encourageant. Finalement, la première partie de la chaîne de calcul, présentée dans le chapitre introductif de ce manuscrit (section 1.3.3), a bien été mise en place à l'échelle mésoscopique grâce à l'apport de la procédure de création de CER de CMO tissé. Il est maintenant important de mettre en place la seconde partie de cette chaîne, en reliant le travail réalisé dans ce chapitre à l'étude du comportement mécanique du matériau et à l'identification d'une loi de comportement macroscopique prenant en compte l'endommagement. En effet, c'est bien cette dernière étape qui permettra l'exploitation de l'approche proposée dans un contexte d'optimisation structurale. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 5.

Construction de la seconde partie de la chaîne : étude du comportement mécanique d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique

Il a été montré que la procédure de création de CER de CMO tissé, présentée dans le Chapitre 3, apporte une solution permettant de prendre en compte certains paramètres de conception tels que la compaction du matériau, ou l'imbrication des plis du renfort. L'objectif de cette partie est de mettre en place une modélisation mécanique adaptée aux CER de CMO tissé, permettant de prévoir les propriétés élastiques mécaniques du matériau sain et endommagé, en vue d'une identification d'un modèle macroscopique. Cette étape permettra dans le futur de prévoir les performances d'un composite tissé en prenant en compte son procédé de fabrication

Plan du chapitre

5.1	Introduction	103
5.2	Modélisation multiéchelle micro-méso du comportement mécanique linéaire élastique d'un CMO tissé	104
5.2.1	<i>Mise en place de la modélisation multiéchelle</i>	<i>104</i>
5.2.2	<i>Résultats de la modélisation à l'échelle microscopique</i>	<i>108</i>
5.2.3	<i>Résultats de la modélisation à l'échelle mésoscopique</i>	<i>109</i>
5.2.4	<i>Conclusion sur la modélisation mécanique des CMO tissés non endommagés</i>	<i>118</i>
5.3	Prise en compte de l'endommagement du matériau par une approche discrète	119
5.3.1	<i>Mécanismes de dégradation observés sur les CMO tissés 2D.....</i>	<i>119</i>
5.3.2	<i>Insertion discrète de l'endommagement</i>	<i>119</i>
5.3.3	<i>Insertion de fissures dans les torons</i>	<i>120</i>
5.3.4	<i>Création de décohésions toron-matrice ou toron-toron</i>	<i>122</i>
5.3.5	<i>Application : influence d'un endommagement sur une CER à renfort de taffetas.....</i>	<i>123</i>
5.4	Conclusion.....	127

5.1 Introduction

La construction d'une loi de comportement macroscopique est la dernière étape de la chaîne de calcul présentée dans la section 1.3.3. Son utilisation permet de prévoir les performances structurales d'une pièce en CMO tissé, dans des temps de calcul raisonnables. Elle doit prendre en compte l'endommagement du matériau, afin de déterminer les performances résiduelles de la structure endommagée, et de prévoir sa durée de vie. L'utilisation de variables d'endommagement dans les modèles macroscopiques est alors nécessaire pour quantifier le niveau d'endommagement au sein du composite, dans un cadre thermodynamiquement admissible. Dans beaucoup de modèles d'endommagement macroscopiques, les variables d'endommagement représentent les effets des endommagements présents dans le composite sur les propriétés élastiques apparentes, comme l'ont proposé [Ladeveze et Le Dantec 1992] pour modéliser le comportement endommagé d'un pli unidirectionnel d'un composite stratifié, ou [Couegnat 2008] et [Marcin 2009] pour les CMO tissés. On parle alors de modèle utilisant des variables d'effets de l'endommagement sur le comportement mécanique. Ce type d'approche permet de prévoir de manière tout à fait satisfaisante l'évolution des propriétés mécaniques au cours d'un essai statique jusqu'à la ruine finale de la structure. Toutefois, si l'on s'intéresse à la prévision de la durée de vie ou à la tenue des structures après impact, il devient intéressant d'avoir une description fine des mécanismes d'endommagement présents au sein du matériau, et il convient alors de s'intéresser aux modèles s'appuyant sur des variables physiques, telles que la densité de fissure. Un autre intérêt de ce type de modélisation est que les variables d'endommagement physiques sont observables, dans une certaine mesure, ce qui peut rendre d'importants services en termes de validation lors de l'application de ce modèle sur des structures complexes. L'identification de tel modèle reste actuellement un point dur, et demande la mise en place de campagnes expérimentales longues et onéreuses. Une autre approche consiste à identifier le modèle sur la base de simulations EF, en introduisant les différents types d'endommagement au sein des CER. Ainsi, non seulement les gains en terme de coûts et de temps sont énormes, mais en plus il devient possible d'insérer précisément un endommagement spécifique au sein du matériau, et d'en déduire l'effet. Cette approche consistant à simuler un essai d'endommagement est plus connue sous son nom anglophone « Virtual Testing ».

L'objectif de ce chapitre est de montrer l'application de la procédure de création de CER en CMO tissé (Chapitre 3), dont le renfort a été déformé par simulation EF (Chapitre 4), à l'identification d'une loi d'endommagement macroscopique prenant en compte l'endommagement. Pour cela, on va chercher à modéliser l'effet de l'endommagement sur les modules de l'ingénieur du matériau. Dans un premier temps, une modélisation multiéchelle (microscopique-mésoscopique), reposant sur des simulations EF linéaires et permettant de calculer les modules élastiques dans le matériau sain, est mise en place et présentée dans la section 5.2. Elle permet d'étudier, après une homogénéisation périodique, l'influence de la compaction et de l'imbrication des plis sur les modules plans des CER, et de prévoir l'état interne (champ de déformations et de contraintes) du matériau suite à une sollicitation mécanique. Ensuite, afin d'étudier l'endommagement du matériau, un outil capable d'insérer tout type de fissures de manière discrète dans les CER, par découpe de maillage et dédoublement de nœuds, est présenté dans la section 5.3. Son application aux CER est montrée dans la section 5.3.5. L'apport d'un tel outil, couplé à une modélisation multiéchelle adaptée, est d'étudier numériquement l'effet de tout type de variables physiques d'endommagement sur les modules élastiques du matériau et sur son état interne (répartition des efforts), afin d'aider à l'identification d'une loi d'endommagement.

5.2 Modélisation multiéchelle micro-méso du comportement mécanique linéaire élastique d'un CMO tissé

5.2.1 Mise en place de la modélisation multiéchelle

5.2.1.a Modèles isotrope transverse ou orthotrope, et modules de l'ingénieur

L'objectif des modélisations et homogénéisations réalisées à l'échelle microscopique est de calculer les modules de l'ingénieur d'un VER de la microstructure d'un toron, permettant ensuite d'établir une loi de comportement linéaire élastique du toron homogénéisé, utilisable dans un calcul EF à l'échelle mésoscopique. A l'échelle mésoscopique, ce sont les modules de l'ingénieur d'une CER que l'on cherche à obtenir, pour aider à l'identification d'une loi de comportement macroscopique. A l'échelle mésoscopique, la CER est supposée orthotrope, hypothèse classiquement faite pour les composites tissés 2D ou 3D, avec les normales des trois plans orthogonaux de symétrie correspondant aux directions chaînes, trames et épaisseur du renfort. Dans ce cas, il y a 9 modules de l'ingénieur indépendants à identifier, s'exprimant en fonction du tenseur des souplesses du matériau par [Berthelot 1992] :

$$\underline{\underline{S}} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\nu_{12} & -\nu_{13} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\nu_{23} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \quad (5.1)$$

avec la loi de Hooke écrite comme suit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{\sigma}} \quad (5.2)$$

$$\text{où : } \underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{\varepsilon 11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (5.3)$$

On peut voir sur la matrice (5.1) que les modules de l'ingénieur sont regroupés en trois catégories : les modules d'Young E, les coefficients de Poisson ν , et les coefficients de cisaillement G.

A l'échelle microscopique, les torons sont supposés isotropes transverses, ce qui est un cas particulier d'orthotropie où seulement cinq modules sont indépendants : un module d'Young longitudinal E_L , un module d'Young transverse E_T , deux coefficients de Poisson ν_{LT} et ν_{TT} , et un module de cisaillement G_{LT} . En supposant que la direction des fibres est la direction 1, on a :

$$\begin{aligned}
E_L &= E_1 \\
E_T &= E_2 = E_3 \\
\nu_{LT} &= \nu_{12} = \nu_{13} \\
\nu_{TT} &= \eta_{23} \\
G_{LT} &= G_{12} = G_{31} \\
G_{23} &= \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT})}
\end{aligned} \tag{5.4}$$

5.2.1.b Homogénéisation périodique tridimensionnelle à l'échelle microscopique

Seul le pilotage en déformation est expliqué ici, pour plus de concision, le pilotage en contrainte étant équivalent en substituant dans les équations les contraintes et les déformations.

On suppose la microstructure au sein du toron périodique dans les trois directions de l'espace. Cette hypothèse est largement utilisée dans de nombreux modèles, qu'ils soient analytiques [Naik et Ganesh 1995; Daggumati *et al.* 2010b], ou numériques [Lomov *et al.* 2007; Couegnat 2008]. Pour cela, la méthode de l'homogénéisation périodique appliquée à un VER de toron tridimensionnelle définit le tenseur des rigidités et des souplesses homogénéisés, notés respectivement $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{C}}^h$ et $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{S}}^h$, où $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{C}}^h$ est l'inverse de $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{S}}^h$ [Bornert *et al.* 2001]. Le tenseur d'ordre 4 $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{C}}^h$ relie, dans le cadre de l'élasticité linéaire, le tenseur de la contrainte macroscopique appliquée au volume homogène, noté $\overset{\equiv}{\Sigma}$, au tenseur des déformations macroscopiques $\overset{\equiv}{E}$, par la loi de Hooke :

$$\overset{\equiv}{\Sigma} = \overset{\equiv}{\underset{\equiv}{C}}^h : \overset{\equiv}{E} \tag{5.5}$$

qui peut s'écrire, avec la convention de sommation d'Einstein et la notation de Voigt (permise grâce à la symétrie des tenseurs), de cette façon :

$$\Sigma_i = C_{ij}^h \cdot E_j \tag{5.6}$$

avec $1 \leq i \leq 6$, $1 \leq j \leq 6$ et :

$$\begin{pmatrix} \Sigma_1 \\ \Sigma_2 \\ \Sigma_3 \\ \Sigma_4 \\ \Sigma_5 \\ \Sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \Sigma_{11} \\ \Sigma_{22} \\ \Sigma_{33} \\ \Sigma_{23} \\ \Sigma_{31} \\ \Sigma_{12} \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{pmatrix} E_1 \\ E_2 \\ E_3 \\ E_4 \\ E_5 \\ E_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} E_{11} \\ E_{22} \\ E_{33} \\ 2E_{23} \\ 2E_{31} \\ 2E_{12} \end{pmatrix} \tag{5.7}$$

Numériquement, le but est donc de calculer $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{C}}^h$, puis $\overset{\equiv}{\underset{\equiv}{S}}^h$ par inversion, et d'en déduire les modules de l'ingénieur du VER de toron selon (5.1) et (5.4). Pour cela, après application des conditions périodiques tridimensionnelles aux contours de la cellule, on comprend avec l'équation (5.6) qu'en sollicitant le VER selon l'une des déformations élémentaires E^n , telles que décrites par l'équation (5.8) avec δ_{ij} le symbole de Kronecker et $1 \leq n \leq 6$, le calcul des six composantes

indépendantes du tenseur des contraintes macroscopiques permet d'obtenir directement la n^{ème} ligne du tenseur $\overset{\equiv}{C}^h$ par l'équation (5.9).

$$\overset{\equiv}{E}^n = E \cdot \begin{pmatrix} \delta_{n1} \\ \delta_{n2} \\ \delta_{n3} \\ \delta_{n4} \\ \delta_{n5} \\ \delta_{n6} \end{pmatrix} \quad (5.8)$$

$$C_{in}^h = \frac{\Sigma_i^n}{E} \quad (5.9)$$

avec Σ_i^n la composante i du tenseur des contraintes macroscopiques au chargement n.

Dans la pratique, l'élément fini périodique disponible dans Zébulon, et décrit dans la section 4.6.2.b, est utilisé. Cet élément, par sa formulation spécifique, impose l'égalité entre le tenseur des déformations macroscopiques, ou des contraintes macroscopiques, avec le tenseur des moyennes des déformations, ou des moyennes des contraintes, calculées sur la cellule. De plus, les six chargements élémentaires peuvent être directement définis en tant que degré de liberté supplémentaire. De cette façon, pour chacun des chargements, le calcul de la moyenne des contraintes fournit immédiatement une ligne du tenseur $\overset{\equiv}{C}^h$ par l'équation (5.9).

5.2.1.c Homogénéisation périodique en contraintes planes à l'échelle mésoscopique

A l'échelle mésoscopique, le problème est différent. En effet, les CER sur lesquelles le calcul EF est effectué comprennent toute l'épaisseur du composite. Par conséquent, seule une périodicité dans le plan des cellules peut être appliquée (directions 1 et 2), les contraintes hors-plan restant libres (direction 3). On se place donc en hypothèse de contraintes planes. Dans ces conditions, les méthodes d'homogénéisation périodique ne peuvent s'appliquer en hors-plan. La notion même de propriétés mécaniques homogénéisées selon l'épaisseur du matériau reste à définir pour lui donner un vrai sens physique, et demande quoiqu'il en soit le développement de chargements plus sophistiqués que ceux mis en place dans le paragraphe précédent, telles que la flexion, la compression ou la torsion du matériau [Lapeyronnie *et al.* 2011; Piezel *et al.* 2012]. Afin de simplement montrer l'application des CER à ce type de modélisation, seul le calcul des propriétés mécaniques élastiques homogénéisées dans le plan a été traité dans ce travail de thèse. Dans ce cas, seules les composantes des lignes 1, 2 et 6 du tenseur (5.1) sont calculées.

Dans le cas d'un calcul piloté en déformation, en l'absence de périodicité hors-plan, seuls les chargements élémentaires plans 1, 2 et 6 de l'équation (5.8) peuvent être effectués sur la CER. Dans ce cas, l'inversion du tenseur $\overset{\equiv}{C}^h$ n'est pas possible, puisque trois de ses lignes seraient inconnues (voir la section 5.2.1.b). Le tenseur $\overset{\equiv}{S}^h$ ne peut donc être obtenu par cette méthode, et il convient alors de directement calculer ses composantes sans passer par le tenseur des rigidités homogénéisées. L'écriture de la loi de Hooke (5.2) en fonction des composantes du tenseur des souplesses homogénéisées (5.1) s'exprime de la façon suivante, en utilisant la notation de Voigt (5.7) :

$$E_i = S_{ij}^h \cdot \Sigma_j \quad (5.10)$$

En contraintes planes, on a $\Sigma_3 = 0$ pour tout chargement en déformation. Ainsi, l'application des trois chargements élémentaires 1, 2 et 6 à la CER, permet d'écrire les sept équations suivantes :

$$\begin{aligned}
 n=1 : \quad & \begin{cases} E = S_{11}^h \cdot \Sigma_1^1 + S_{12}^h \cdot \Sigma_2^1 \\ 0 = S_{12}^h \cdot \Sigma_1^1 + S_{22}^h \cdot \Sigma_2^1 \\ E_3^1 = S_{13}^h \cdot \Sigma_1^1 + S_{23}^h \cdot \Sigma_2^1 \end{cases} \\
 n=2 : \quad & \begin{cases} 0 = S_{11}^h \cdot \Sigma_1^2 + S_{12}^h \cdot \Sigma_2^2 \\ E = S_{12}^h \cdot \Sigma_1^2 + S_{22}^h \cdot \Sigma_2^2 \\ E_3^2 = S_{13}^h \cdot \Sigma_1^2 + S_{23}^h \cdot \Sigma_2^2 \end{cases} \\
 n=6 : \quad & E = S_{66}^h \cdot \Sigma_6^6
 \end{aligned} \tag{5.11}$$

avec E_3^n la troisième composante du tenseur des déformations macroscopiques, obtenue lors du chargement élémentaire n. Cette composante est non nulle à cause de la non-périodicité hors-plan du matériau.

La résolution du système d'équations (5.11) permet d'obtenir les coefficients du tenseur des souplesses homogénéisées nécessaires à l'obtention des modules d'Young plans E_1 et E_2 , du module de cisaillement plan G_{12} , et des coefficients de Poisson ν_{12} , ν_{23} et ν_{13} de la CER.

5.2.1.d Orientation des éléments

Les torons ont des propriétés mécaniques fortement anisotropes, avec une rigidité plus importante dans la direction des fibres par rapport à celle dans la direction transverse. Il est donc nécessaire de correctement orienter les éléments tétraédriques du maillage appartenant aux torons. Pour cela, un script a été ajouté à la procédure de maillage présentée dans le Chapitre 3. Une fois les familles de Sections extraites de la surface d'un toron (voir 2.1.2.e), le centre de chaque Section est calculé (barycentre des points de la section), et enregistré dans un tableau de points. Ainsi, chaque toron est associé à un ensemble de points dont l'interpolation linéaire fournit une ligne que l'on définira dorénavant comme la ligne moyenne du toron (Figure 5.1).

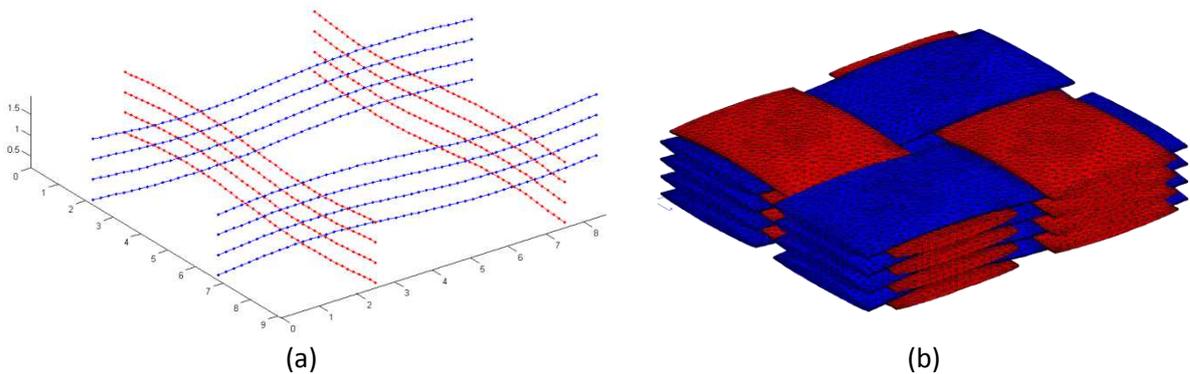


Figure 5.1 : (a) lignes moyennes extraites des Sections des torons du renfort (b)

Chaque point de Gauss de chaque élément d'un toron est projeté orthogonalement sur sa ligne moyenne. Au point projeté est calculé la tangente à la ligne moyenne, dont l'orientation définit localement l'axe principal d'isotropie au point de Gauss considéré. Cette étape est réalisée avant calcul EF par un script Python développé dans cette étude.

5.2.1.e Limitation : taux de fibres homogène dans les torons

Comme il l'a été expliqué dans le paragraphe 3.4.3 du chapitre précédent, il y a eu, suite au calcul de compaction, des pertes de volume locales au niveau des torons. Rigoureusement, le taux de fibres des les torons devrait donc être localement différent, plus grand au niveau des sections transverses du toron dont l'aire est plus faible, et plus faible sinon. Cette complexification du modèle est déjà réalisée dans quelques études [Lomov *et al.* 2007; Stig et Hallström 2012a], et demande un développement supplémentaire qui ne fait pas partie des objectifs de ce travail de thèse. Néanmoins, il est important de garder en tête cette limitation.

5.2.2 Résultats de la modélisation à l'échelle microscopique

Le Tableau 5.3 regroupe les propriétés élastiques des constituants utilisés dans ce chapitre. La fibre est une fibre de verre, son comportement est supposé isotrope, et la matrice LY564 est une epoxy. Ces deux constituants ont été choisis car ils correspondent à ceux utilisés par la suite dans le chapitre expérimental (Chapitre 6). Les Tableaux 5.1 et 5.2 regroupent les modules de l'ingénieur homogénéisés des torons des différentes CER construites dans le Chapitre 4, obtenus par calcul EF sur Zébulon en appliquant la méthode décrite en 5.2.1.b sur un VER hexagonal (voir section 4.6.2.a). Notons que dans ces deux tableaux, la première colonne correspond au taux de fibres de la CER, la seconde indique si l'imbrication des tissus a été imposée ou non, et la troisième colonne donne le taux de fibres des torons de la CER (voir section 4.4.2). On peut remarquer que l'évolution des différents modules correspond bien à ce que l'on peut retrouver dans la littérature : la rigidité du matériau augmente globalement avec le taux de fibres dans le toron, qui augmente aussi, à imbrication équivalente, en fonction du taux de fibres global dans la CER (et donc en fonction de la compaction imposée). [Chandra *et al.* 2002; Pindera *et al.* 2009]. Les modules des torons obtenus ici sont ensuite utilisés à l'échelle mésoscopique.

T_f dans la CER	Imbrication	T_f dans le toron (%)	E_L (GPa)	E_T (GPa)	G_{LT} (GPa)	ν_{LT}	ν_{TT}
~ 40%	non	59.1	43.8	10.9	7.94	0.308	0.407
	max	56.6	42.3	10.3	7.56	0.318	0.419
~ 45%	non	61.0	45.1	11.5	8.36	0.309	0.401
	max	56.6	42.1	10.2	7.50	0.319	0.420
~ 50%	non	64.1	47.2	12.6	9.14	0.310	0.391
	max	57.4	42.6	10.4	7.66	0.318	0.417
	aléatoire	58.5	43.5	10.8	7.90	0.318	0.414
~ 55%	non	66.9	49.1	13.7	9.92	0.311	0.381
	max	59.2	43.9	11.0	8.04	0.317	0.412
~ 60%	non	70.8	51.9	15.6	11.3	0.312	0.3680
	max	63.1	46.5	12.2	8.86	0.310	0.394

Tableau 5.1 : modules de l'ingénieur des torons dans les CER à renfort composé de 4 plis de taffetas

T _f dans la CER	Imbrication	T _f dans le toron (%)	E _L (GPa)	E _T (GPa)	G _{LT} (GPa)	ν _{LT}	ν _{TT}
~ 40%	non	58.7	43.6	10.8	7.92	0.318	0.413
	oui	54.1	40.4	9.6	7.06	0.320	0.426
~ 50%	non	66.4	48.9	13.6	9.88	0.314	0.388
	oui	56.2	41.9	10.1	7.14	0.319	0.420
~ 60%	non	75.5	55.1	18.8	13.5	0.310	0.356

Tableau 5.2 : modules de l'ingénieur des torons dans les CER à renfort composé de 4 plis de satin de 5

Paramètres	Unités	fibre EGlass	matrice LY564
Module d'Young	GPa	72	3.2
Coefficient de poisson		0.30	0.35

Tableau 5.3 : propriétés mécaniques élastiques des matériaux fibre et matrice

5.2.3 Résultats de la modélisation à l'échelle mésoscopique

5.2.3.a Informations sur la taille des maillages et le temps CPU

La priorité de cette partie de l'étude est de juger la capacité des CER à correctement rendre compte de l'état de contrainte et de déformation du composite suite à des sollicitations mécaniques. Ainsi, tous les éléments tétraédriques de tous les maillages des CER sont quadratiques à intégration pleine. Les plus petites CER, à renfort de taffetas, comportent alors environ 1.5M de degrés de liberté, et les plus grosses cellules, à renfort de satin de 5, en comportent environ 3.5M. La mémoire vive demandée pour de tels calculs dépasse les 100Go sur Zébulon. Quoiqu'il en soit, pour trois incréments correspondant aux trois chargements élémentaires nécessaires pour une homogénéisation élastique dans le plan, et en utilisant la technique de « multithreading » sur environ 8 cœurs, le temps CPU est compris entre 30min et 3h, ce qui reste raisonnable. Nul doute que ce temps peut encore être largement diminué en passant au calcul parallèle avec décomposition de domaine.

5.2.3.b Modules plans homogénéisés de l'ingénieur des différentes CER

Les Tableaux 5.4 et 5.5 regroupent les modules de l'ingénieur homogénéisés obtenu par calcul EF sur Zébulon en appliquant la méthode décrite en 5.2.1.c sur les différentes CER obtenues dans le Chapitre 4. L'évolution du module E₂₂ pour chacune d'entre elles, correspondant au module d'Young dans le sens des trames, du module de cisaillement plan G₁₂, et des coefficients de Poisson ν₁₂ et ν₁₃, sont illustrés respectivement sur les Figures 5.2, 5.4, 5.5 et 5.6. Ces évolutions sont discutées dans le paragraphe suivant.

5.2.3.c Influence de l'architecture du renfort, de la compaction et de l'imbrication des plis sur les propriétés mécaniques élastiques homogénéisées des CER

Seule une CER à renfort de taffetas avec imbrication aléatoire a été réalisée. En effet, cela permet d'une part de démontrer la capacité de l'outil à traiter ce type de cellule, et d'autre part de situer ses propriétés par rapport aux autres cellules. Toutefois, cette étude s'est concentrée sur les CER sans imbrication et avec imbrication maximale, car ce sont elles qui font apparaître les plus grands écarts de propriétés.

T_f dans la CER	Imbrication	E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
~ 40%	non	18.6	19.7	5.67	0.143	0.413	0.409
	max	18.5	19.5	5.93	0.140	0.420	0.417
~ 45%	non	20.5	21.7	6.27	0.142	0.405	0.402
	max	20.5	21.7	6.38	0.136	0.416	0.412
~ 50%	non	22.9	24.3	7.17	0.143	0.396	0.392
	max	22.6	23.9	6.94	0.135	0.411	0.407
	aléatoire	22.4	24.0	6.98	0.133	0.411	0.407
~ 55%	non	24.9	26.5	8.03	0.145	0.386	0.384
	max	24.3	25.7	7.55	0.136	0.403	0.400
~ 60%	non	27.4	29.2	9.31	0.150	0.377	0.373
	max	26.6	28.1	8.58	0.140	0.392	0.389

Tableau 5.4 : modules de l'ingénieur des CER à renfort composé de 4 plis de taffetas

T_f dans la CER	Imbrication	E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
~ 40%	non	18.7	19.8	5.63	0.136	0.420	0.417
	oui	18.7	19.8	5.75	0.131	0.424	0.420
~ 50%	non	22.9	24.5	7.26	0.142	0.401	0.398
	oui	22.3	23.7	6.79	0.128	0.412	0.409
~ 60%	non	27.8	29.9	10.0	0.158	0.379	0.375

Tableau 5.5 : modules de l'ingénieur dans les CER à renfort composé de 4 plis de satin de 5

Observations de l'évolution du module d'Young E_{22}

La Figure 5.2 montre que le module E_{22} augmente linéairement en fonction du taux de fibres dans la CER, dans une gamme de T_f comprise entre 40% et 60%, ce qui est prévisible pour un composite. Lorsque l'on s'intéresse aux valeurs du module, on constate que l'écart entre modules est très faible à faible compaction, soit à faible taux de fibres global, et augmente de plus en plus avec la compaction des cellules, allant de 1.5% pour $T_f=40\%$, jusqu'à 3.9%, pour $T_f=60\%$ de fibres dans les CER. Ces écarts restent faibles, et peuvent donc comprendre de manière non négligeable la présence, inévitable, d'erreurs numériques (arrondis), ou les différences entre maillage (qualité). Les observations et l'analyse qui suivent doivent donc être nuancées par la prise en compte de ces erreurs.

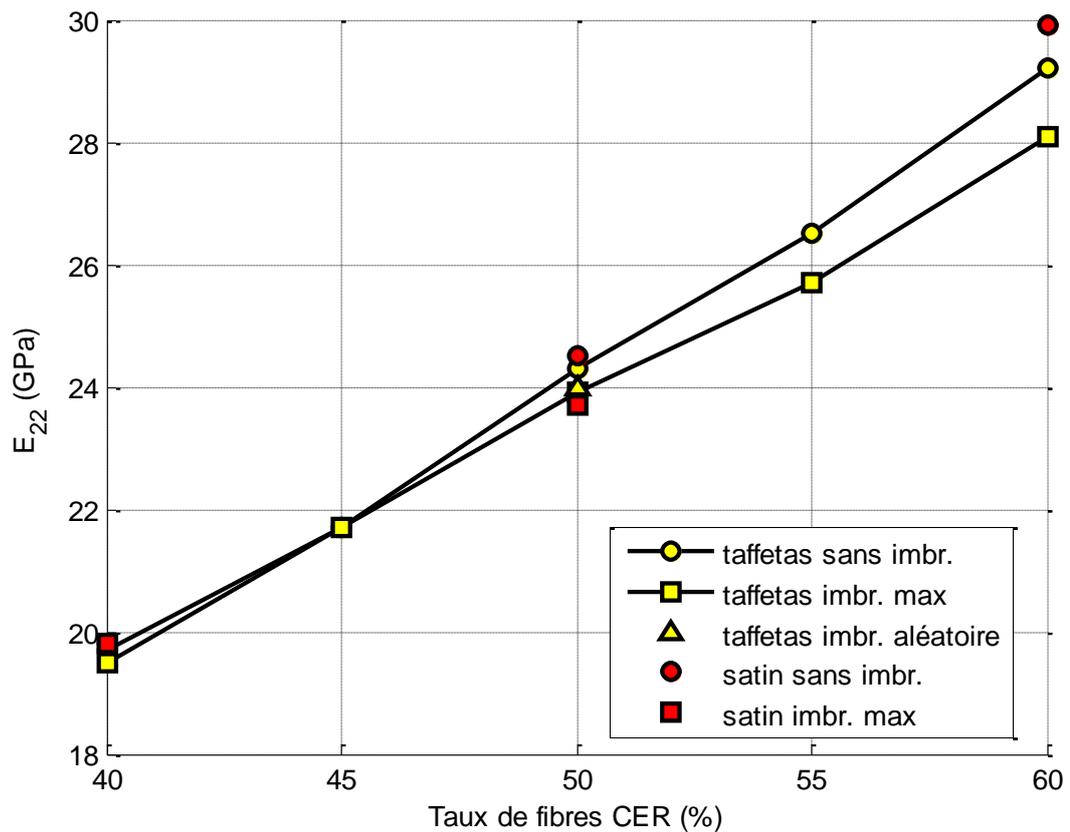


Figure 5.2 : évolution du module d'Young dans le sens des trames en fonction du taux de fibres dans les CER

A paramètres de conception égaux, l'ondulation des torons du taffetas est par nature plus importante que celle du satin de 5. Par conséquent, comme expliqué dans la section 1.2.2.b, la rigidité de la CER à renfort de taffetas doit être plus faible que celle à renfort de satin de 5. Seuls les résultats à $T_f=60\%$ permettent de confirmer cette tendance, les valeurs des modules entre les CER à renfort de taffetas et de satin de 5 étant trop proches à $T_f=40\%$ et 50% pour vérifier ce point.

Si on se concentre maintenant sur les résultats entre deux CER à architecture égale, l'une avec imbrication des plis et l'autre sans, on peut voir que la rigidité en traction E_{22} est plus faible avec imbrication. De plus, l'écart entre les modules avec et sans imbrication augmente avec la compaction du renfort. Une explication se trouve au niveau de l'évolution de l'ondulation des torons en fonction de la compaction et de l'imbrication des plis. En effet, à faible compaction, la géométrie d'un pli (un motif) d'un renfort n'est quasiment pas modifiée. Ainsi, que le renfort présente des imbrications entre plis ou non, l'ondulation des torons reste la même, ce qui explique les valeurs quasi identiques à faible compaction entre les modules d'Young de deux CER à la même architecture. Ensuite, lorsque l'on regarde les images latérales des renforts compactés avec et sans imbrication des plis de la Figure 5.3 on peut voir que les torons des renforts compactés avec imbrication des plis sont plus ondulés que les torons des renforts compactés sans imbrication (seuls les renforts de 4 plis de satin de 5 sont affichés sur cette figure, car la différence d'ondulation entre le cas sans et le cas avec imbrication est beaucoup plus visible). En effet, lorsque des torons sont écrasés les uns sur les autres sans imbrication, ils tendent à devenir de plus en plus rectilignes. En revanche, lorsque l'imbrication des plis est maximale, la compaction pousse les torons à se déformer de manière à s'insérer et se répartir dans les espaces vides entre les torons des plis voisins. On peut voir que cet agencement déforme les torons de manière complexe, sans forcément les tendre, et peut même augmenter leur ondulation (Figure 5.3) selon l'architecture tissée. Bien entendu, plus de simulations permettraient de confirmer, ou non, ces observations.

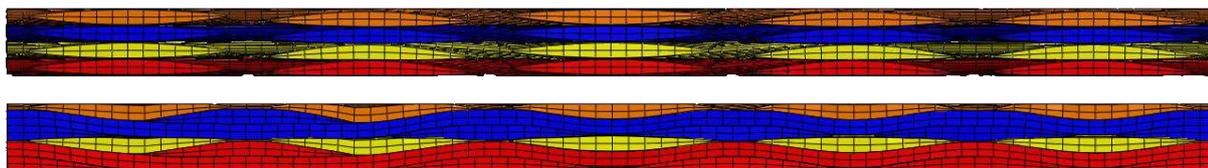


Figure 5.3 : renforts compactés de 4 plis de satin de 5 non imbriqués (haut), et avec imbrication maximale (bas), obtenus dans le Chapitre 4

L'évolution du module E_{11} n'a pas été présentée ici car elle est similaire à celle de E_{22} . On peut tout de même remarquer que les valeurs d' E_{11} sont plus faibles que celles d' E_{22} . C'est tout à fait normal, les renforts modélisés étant déséquilibrés de façon à ce que la distance entre chaînes soit plus petite que la distance entre trames (contexture sens chaîne supérieure à la contexture sens trame, voir le Tableau 4.1), la densité de fibres dans la direction 1 (direction des chaînes) est plus faible que celle dans la direction 2 (direction des trames).

Observations de l'évolution du module de cisaillement G_{12}

Les observations que l'on peut mener sur l'évolution du module de cisaillement plan G_{12} des CER, tracée sur la Figure 5.4, diffèrent à faible compaction (T_f compris entre 40% et environ 47%) de celles menées sur l'évolution du module d'Young E_{22} . Les tendances observées montrent aussi que le module G_{12} est plus sensible à l'ondulation des torons que le module E_{22} . En effet, l'imbrication des plis rend plus difficile le cisaillement plan des CER, ce qui se voit bien à faible compaction. De plus, la rigidité en cisaillement plan de la CER à renfort de taffetas est supérieure à celle du satin, à imbrication équivalente. Ce point semble intuitif lorsque l'on se réfère au comportement des tissus secs (il est connu que le satin se cisaille mieux que le taffetas). Vers $T_f=47\%$, ces tendances s'inversent, et l'évolution de G_{12} devient quasiment la même que celle du module E_{22} : (i) la CER à renfort de satin sans imbrication est la plus rigide, (ii) les CER à renfort de taffetas sans imbrication sont plus rigides que les mêmes CER avec imbrication, et (iii) la CER à renfort de satin avec imbrication maximale est moins rigide que les autres CER. A ce niveau là, l'influence de l'ondulation des torons sur la rigidité en cisaillement est loin d'être intuitive, contrairement à la rigidité en traction. Cependant, on sent bien que l'ondulation des torons, et son évolution en fonction de la compaction et de l'imbrication, joue là aussi un rôle prédominant dans la compréhension des phénomènes.

Observations des coefficients de Poisson ν_{12} et ν_{13}

La première remarque que l'on peut faire sur les coefficients de Poisson homogénéisés est qu'ils évoluent très faiblement par rapport aux modules de traction et de cisaillement, en fonction du taux de compaction. On peut voir sur les Tableaux 5.4 et 5.5 que les variations sont globalement de l'ordre de 6%, avec un maximum d'augmentation de 16% observé pour le coefficient ν_{12} de la CER à satin de 5 sans imbrication. On constate aussi sur les Figures 5.5 et 5.6 que les valeurs et l'évolution de ν_{12} et ν_{13} sont très différentes, montrant qu'un fort effet de structure guide le comportement du matériau. En effet, le composite est plus rigide dans le sens des fibres. Puisque dans le cas des CMO tissés 2D, les fibres sont principalement orientées dans le plan, lors d'une sollicitation en traction uniaxiale dans la direction 1, par exemple, le matériau se rétracte moins dans la direction 2 que dans la direction 3 (le calcul étant linéaire élastique, le comportement en traction ou compression est le même). Le matériau a donc naturellement un coefficient de Poisson dans le plan inférieur ν_{12} au coefficient de Poisson hors-plan ν_{13} . De plus, cet effet de structure est si fort que le Poisson dans le plan est inférieur au minimum des Poissons des constituants ($\nu_{12} < 0.3$). Cependant, pour correctement comprendre et établir les liens entre les valeurs et l'évolution des différents coefficients de Poisson du matériau en fonction de sa mésostructure, une étude plus poussée est nécessaire, hors du cadre de cette thèse.

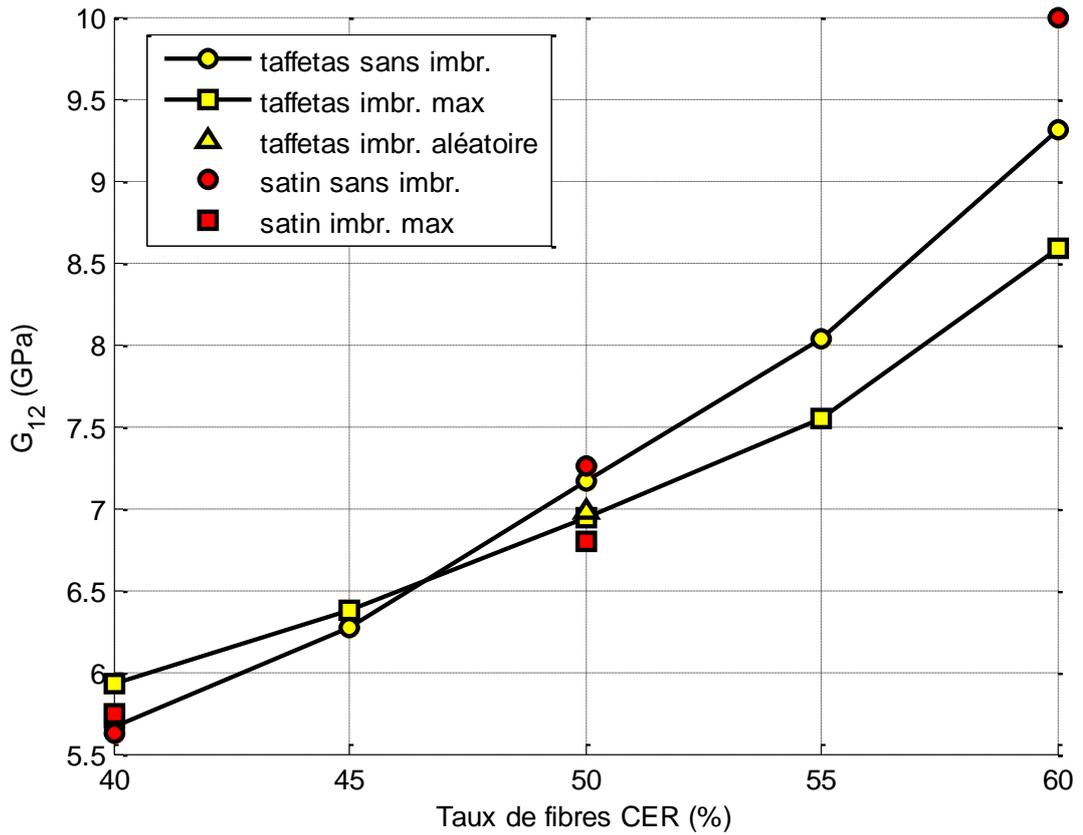


Figure 5.4 : évolution du module de cisaillement plan en fonction du taux de fibres dans les CER

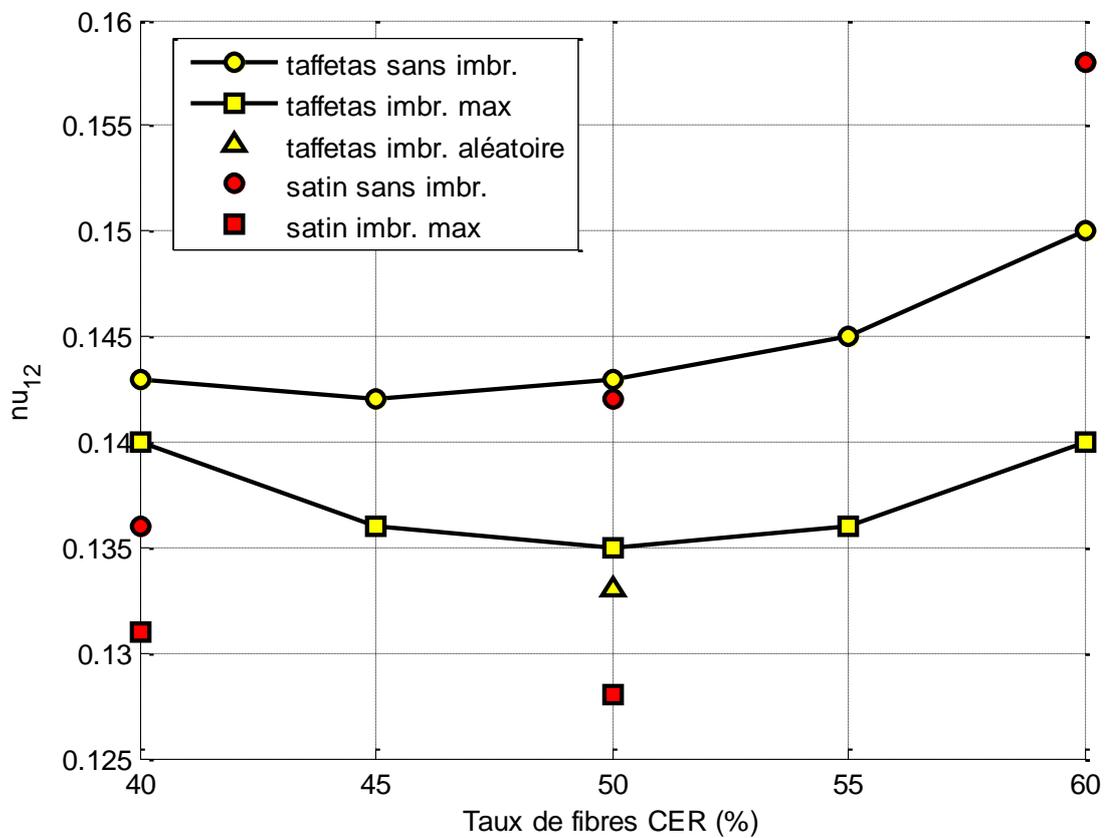


Figure 5.5 : évolution de ν_{12} en fonction du taux de fibres dans les CER

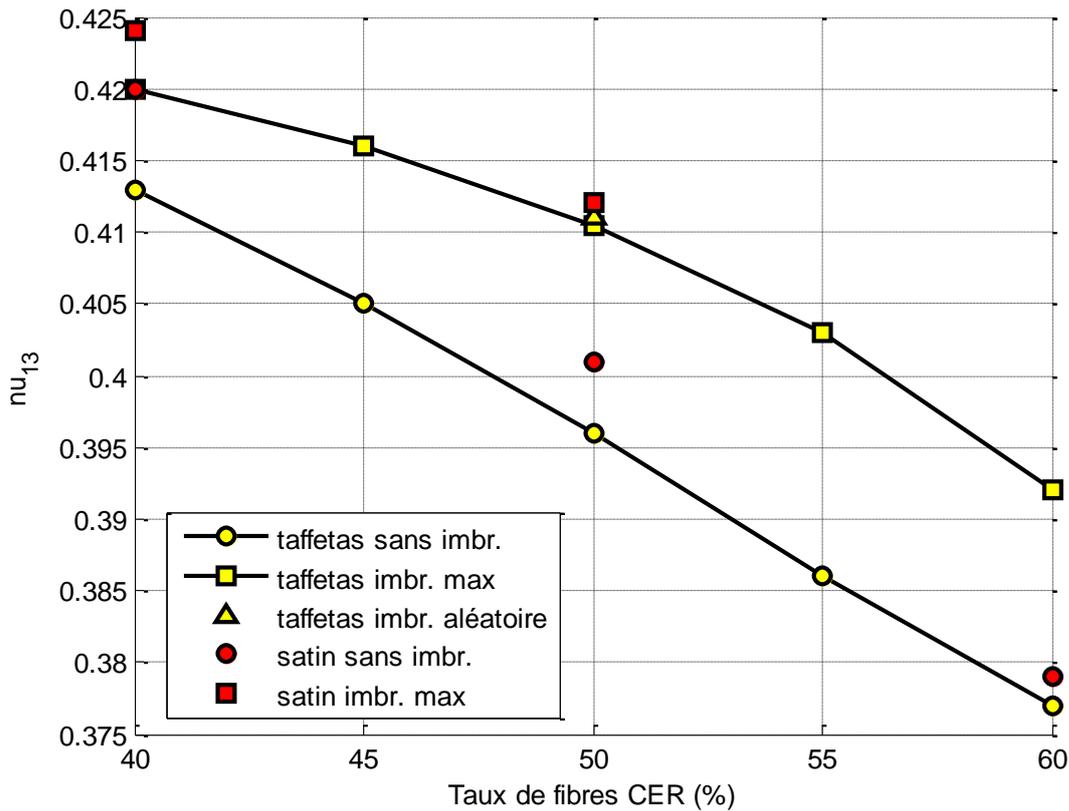


Figure 5.6 : évolution de ν_{13} en fonction du taux de fibres dans les CER

5.2.3.d Influence de l'architecture du renfort, de la compaction et de l'imbrication des plis sur les champs locaux des CER

Les Figures 5.7 à 5.10 montrent le champ de déformation ε_{11} au sein des différentes CER, suite à l'imposition du chargement élémentaire E^1 , avec $E=1\%$ (voir l'équation (5.8)). Rappelons que ce chargement correspond à une déformation macroscopique de 1% selon la direction 1 (direction des trames), et des déformations macroscopiques dans les autres directions maintenues à 0%. Pour faciliter la visualisation, la moitié de la matrice a été enlevée sur chacune des cellules de manière à observer à la fois le champ de déformation sur la surface du composite complet, et sur la surface des torons. Une échelle de couleur identique a aussi été appliquée pour toutes les images, facilitant leur comparaison. L'objectif de ces images est plus qualitatif que quantitatif, on ne s'attardera donc pas sur la valeur des déformations minimum et maximum, affichées à titre informatif à droite de chaque image. Toutefois, on peut remarquer que ces valeurs ne semblent pas aberrantes, malgré la présence de quelques éléments tétraédriques de mauvaise qualité.

Les Figures 5.8, 5.9 et 5.10 permettent de mettre en valeur, de manière assez spectaculaire et évidente, l'importance de la prise en compte de la géométrie du renfort et de sa déformation. En effet, on voit bien qu'en fonction de l'architecture du renfort, de la compaction ou de l'imbrication des plis, les déformations sont réparties différemment au sein du composite. En effet, les déformations ε_{11} se concentrent principalement dans les zones comprenant de la matrice, car sa rigidité est inférieure. En fonction de la géométrie du renfort, ces zones sont réparties différemment, que ce soit en nombre, en géométrie ou en position dans la CER. La Figure 5.7 montre particulièrement l'apport d'une prise en compte de l'imbrication des plis. Lorsque l'on se concentre sur la face supérieure du composite, on voit bien que le faciès de déformation change radicalement si l'imbrication est aléatoire, maximale ou nulle. De plus, au-delà du fait que l'imbrication aléatoire est inévitable dans la réalité, le faciès de déformation associé à ce type d'empilement ne semble pas intuitif, montrant l'intérêt et la nécessité d'une telle modélisation.

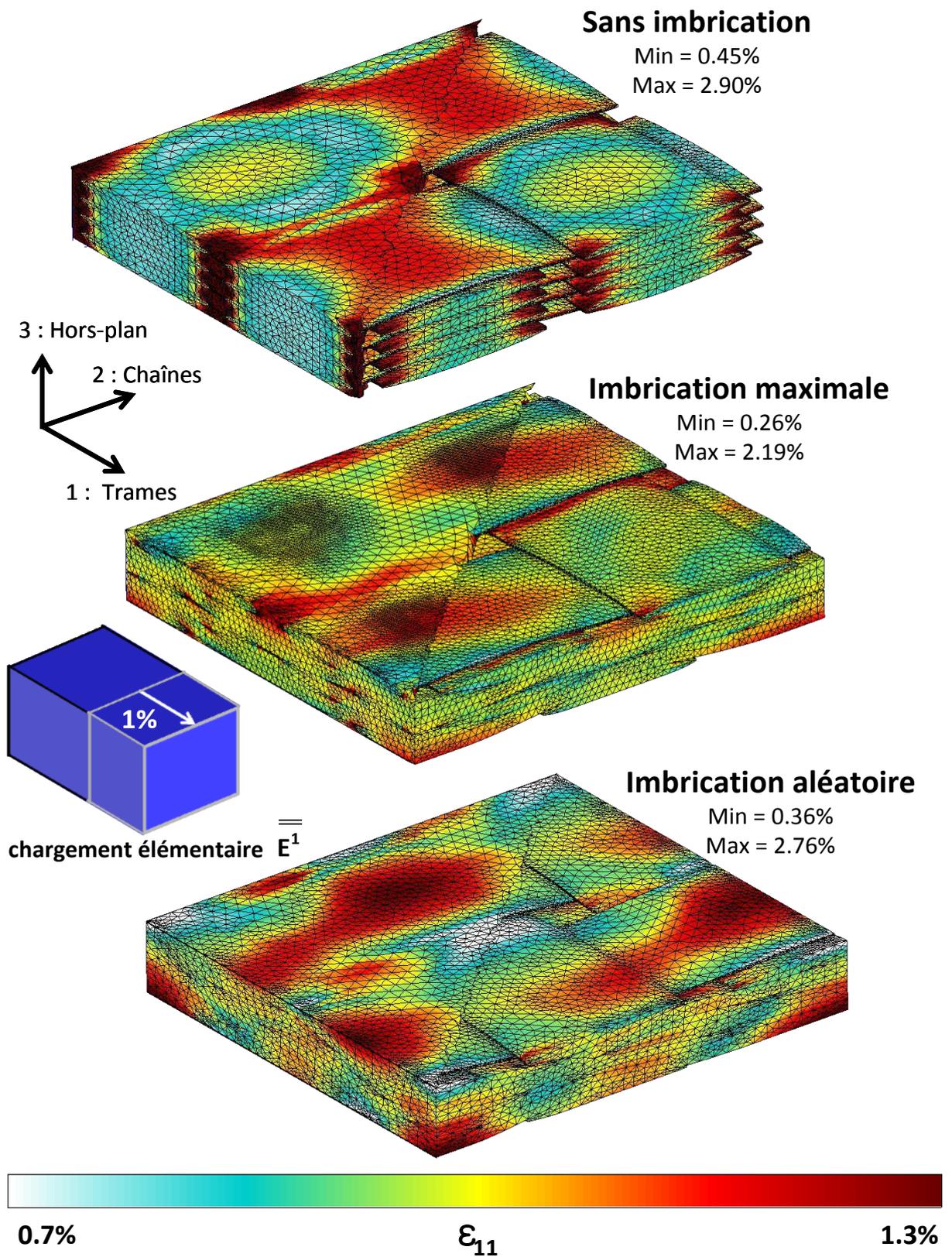


Figure 5.7 : champ de déformation ϵ_{11} dans trois CER à renfort de taffetas contenant le même taux de fibres de 50%, après imposition du chargement élémentaire \bar{E}^1

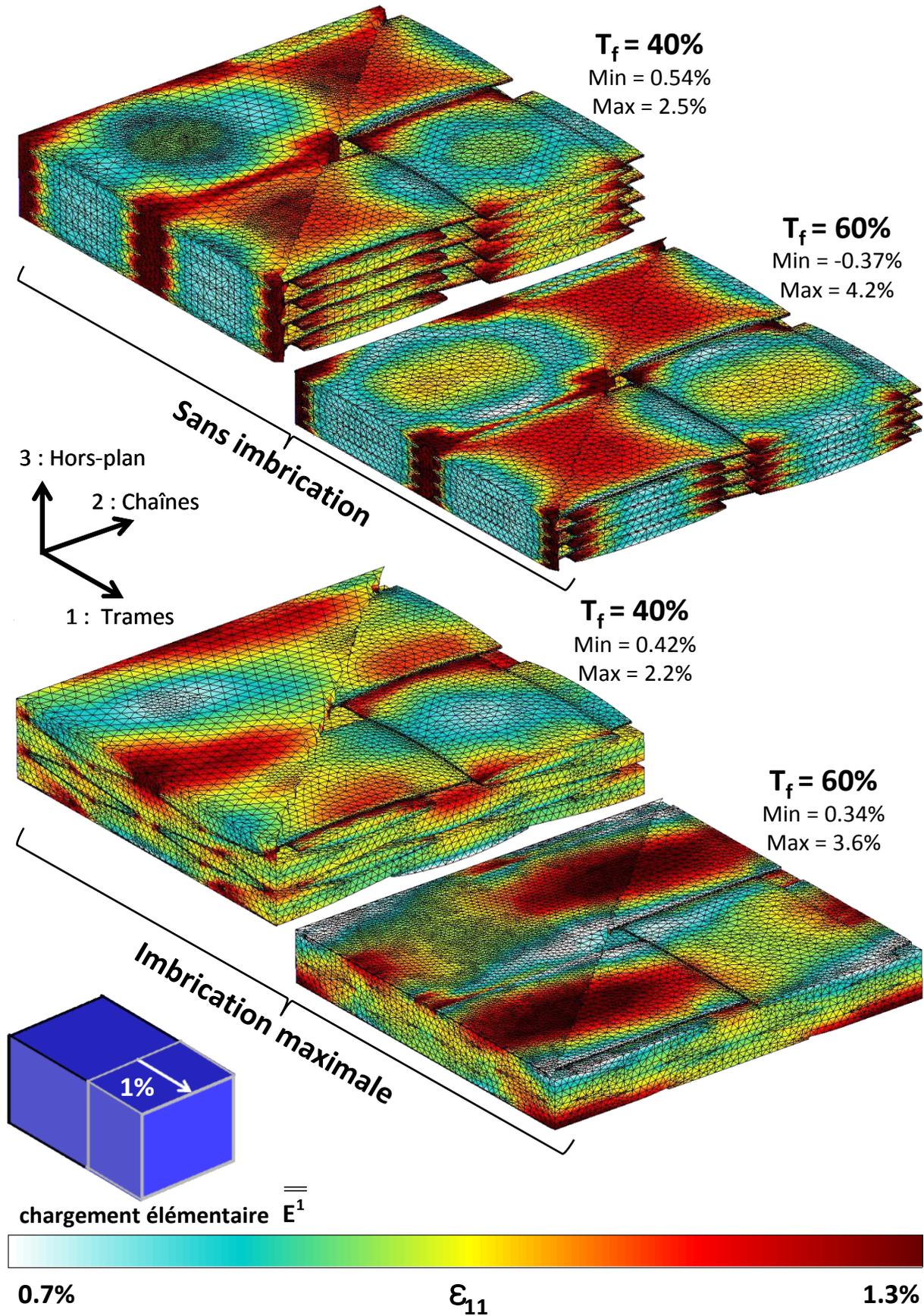


Figure 5.8 : champ de déformation ϵ_{11} dans quatre CER à renfort de taffetas, après imposition du chargement élémentaire $\overline{E^1}$

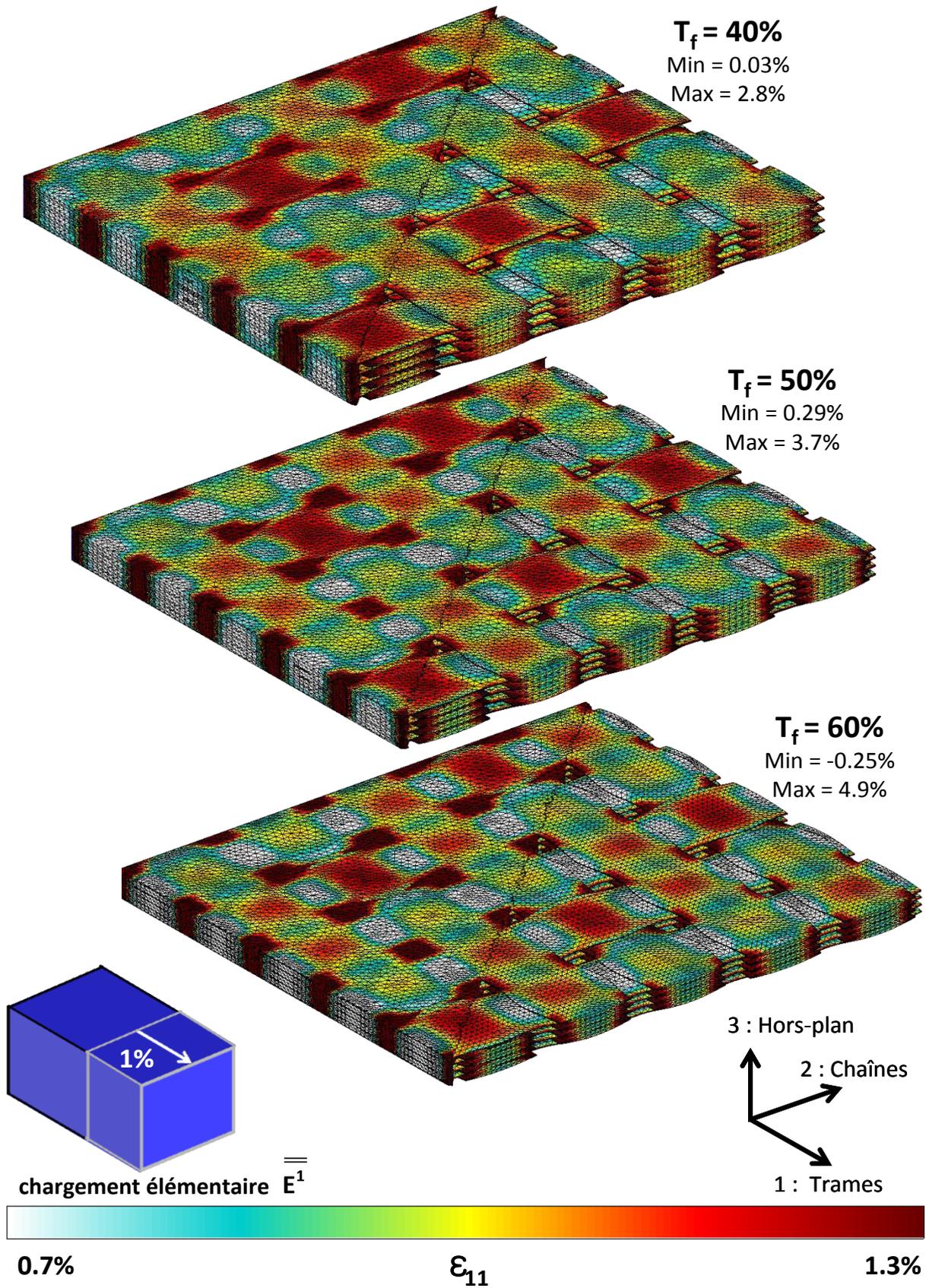


Figure 5.9 : champ de déformation ϵ_{11} dans trois CER à renfort de satin de 5, après imposition du chargement élémentaire $\overline{E^1}$

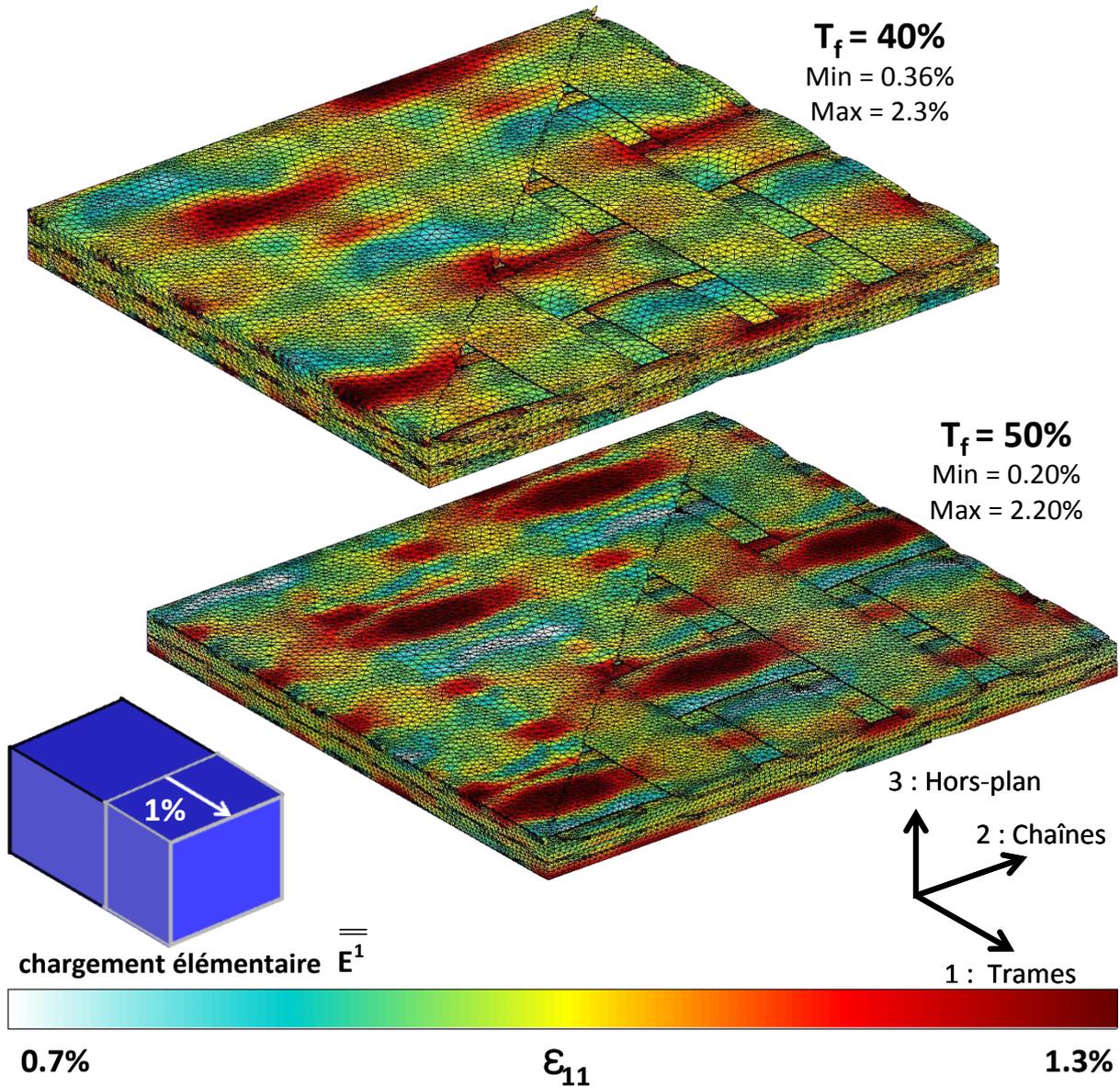


Figure 5.10 : champ de déformation ϵ_{11} dans deux CER à renfort de satin de 5, après imposition du chargement élémentaire $\overline{E^1}$

5.2.4 Conclusion sur la modélisation mécanique des CMO tissés non endommagés

Le calcul des modules plans homogénéisés de l'ingénieur (5.2.3.b), l'étude de leur évolution (5.2.3.c), et la prévision des champs de déformation au sein des CER (5.2.3.d), résultats de cette partie, ont permis de montrer que la création de CER à partir d'un même modèle géométrique de renfort tissé, compacté ensuite par le même modèle, permet de véritablement faire le lien entre les paramètres de conception des CER (architecture du tissu, compaction, imbrication des plis) et leurs propriétés mécaniques homogénéisées. De cette façon, l'influence de l'un de ces paramètres sur les modules de l'ingénieur peut être étudiée, et revêt un sens physique aidant à la compréhension des phénomènes intervenant au sein du composite (déformation des torons, diminution du volume de matrice, etc.). L'apport de la procédure de création de CER de CMO tissé, dont le renfort est déformé par simulation EF, afin d'étudier leur comportement et d'aider à l'identification de la partie élastique de toute loi de comportement macroscopique, a donc été ici montré dans le cas de composite sain.

Notons que la restriction aux modules plans homogénéisés de l'ingénieur n'est pas une limitation de l'approche elle-même, et que les études effectuées dans ce chapitre peuvent facilement s'étendre à l'ensemble des propriétés mécaniques des CER tissées (compression, flexion, etc.). La partie suivante présente les travaux réalisés dans cette étude pour prendre en compte l'endommagement du matériau.

5.3 Prise en compte de l'endommagement du matériau par une approche discrète

5.3.1 Mécanismes de dégradation observés sur les CMO tissés 2D

Plusieurs auteurs, tels que [Gao *et al.* 1999], [John *et al.* 2001], [El Hage 2006] ou [Lomov *et al.* 2008], ont étudié expérimentalement les mécanismes d'endommagement intervenant dans les CMO tissés. Un point capital pour leur compréhension est le fait que le contraste important entre les propriétés mécaniques des fibres et de la matrice oriente majoritairement la fissuration selon les axes du renfort. De ce fait, les mécanismes d'endommagement mis en évidence lors d'une sollicitation uniaxiale d'un CMO tissé 2D se déroulent selon trois étapes :

1. en premier lieu la fissuration des torons transverses. Ces fissures transverses coalescent pour traverser entièrement le toron. Une petite décohésion à l'interface toron-matrice ou toron-toron apparaissant au niveau du front de fissure.
2. pour des déformations plus importantes, apparaissent des décohésions importantes à l'interface torons/matrice ou bien à l'interface entre deux torons orthogonaux.
3. la ruine du matériau est due à la rupture des fils longitudinaux.

Afin d'aller vers une meilleure prévision des propriétés mécaniques d'un matériau sain ou non, il est nécessaire de prendre en compte ces trois types d'endommagement.

5.3.2 Insertion discrète de l'endommagement

L'endommagement au sein du composite est introduit de façon discrète au sein des CER. De cette façon, son influence sur l'état local du matériau peut directement être observée (contraintes libres sur les lèvres de fissures, concentrations de contraintes en pointe de fissure, etc.). Cette approche possède l'avantage d'être plus proche de la réalité, où les fissures sont fines par rapport aux dimensions caractéristiques de l'échelle mésoscopique [Couegnat 2008], contrairement à une approche diffuse (plus adaptée à l'échelle macroscopique [Marcin 2009]), ou procédant par dégradation des propriétés mécaniques locales du matériau [Zako *et al.* 2003; Gorbatikh *et al.* 2007]. Ainsi, les résultats obtenus peuvent plus facilement être comparés à des essais expérimentaux, où, lorsque cela est possible, les fissures peuvent être clairement identifiées (comptées, mesurées, positionnées dans le composite) [John *et al.* 2001]. De plus, les fissures introduites peuvent être associées à une variable physique d'endommagement (nombre de fissures ou densité, longueur de décohésion, etc.), véritable point fort pour aider à l'identification d'un modèle d'endommagement macroscopique à variables physiques. La contrepartie d'une telle approche est qu'elle entraîne un surcoût de complexité de modélisation, demandant le développement d'outils numériques permettant l'introduction discrète d'un endommagement dans des cellules de CMO tissés.

Il y a deux manières d'introduire un endommagement discret :

- en représentant la fissure dès la construction du modèle géométrique. Ainsi, l'étape de maillage conserve cette singularité, que l'on peut facilement par la suite transformer en fissure par dédoublement des nœuds au niveau des lèvres. Cette approche demande néanmoins de connaître *a priori* la forme et la position de l'endommagement, et complexifie énormément la géométrie elle-même, et par voie de conséquence les outils de maillage de cette géométrie. De plus, l'étude de la propagation de l'endommagement devient proscrite.
- en introduisant l'endommagement *a posteriori*, directement dans le maillage EF final. Cette méthode demande le développement d'outil robuste capable de couper un maillage selon un schéma défini par l'utilisateur.

La seconde méthode est clairement celle dont les contraintes sont les plus surmontables. D'autre part, la perspective d'être capable, à terme, d'étudier la propagation de l'endommagement, invite au développement d'une telle méthode. Les parties suivantes présentent les outils mis en place afin d'insérer des fissures transverses dans les torons accompagnées d'une petite décohésion au niveau du front (5.3.3), et des décohésions toron-toron ou toron-matrice plus importantes (5.3.4), directement dans le maillage d'une CER.

5.3.3 Insertion de fissures dans les torons

Comme il l'a été vu dans le paragraphe 5.3.1, l'un des endommagements qu'il faut être capable d'insérer dans une CER est une fissure dans un toron transverse. Ce type de fissure se crée par coalescence des micro-décohésions fibre-matrice apparaissant dans un toron soumis à un chargement transverse à sa direction. Ainsi, dans la pratique, ces fissures ne coupent jamais les fibres, et peuvent être idéalisées par une surface coupant le toron selon toute sa longueur. Plusieurs auteurs se sont déjà penchés sur le développement d'algorithmes permettant de découper des maillages tétraédriques selon des surfaces [Ruprecht et Müller 1994; Lo et Wang 2005], mais peu ont appliqué ces méthodes à l'endommagement de CMO tissés. On retiendra [Couegnat 2008], qui a développé Gencrack, outil numérique capable de découper un ensemble d'éléments tétraédriques compris dans un maillage volumique (un toron par exemple) selon un plan, défini par une équation. L'un des points forts de cet outil est la création automatique de décohésions au niveau du front de fissure, sur l'interface entre le toron et la matrice. En revanche, un inconvénient est le fait que la fissure soit plane et infinie, séparant donc le groupe d'éléments en deux. Afin d'être capable d'insérer tout type d'endommagement au sein d'une CER de CMO tissé, un autre outil a été utilisé ici : Zcracks.

5.3.3.a Présentation de l'outil Zcracks

Zcracks, à l'instar de Zébulon, est un logiciel faisant partie de la suite Z-set. Il est développé à l'Onera, au sein du Département des Matériaux et Structures Métalliques par [Chiaruttini *et al.* 2010]. Il repose sur des algorithmes robustes de découpe d'éléments tétraédriques qui, localement, permettent de générer un maillage triangle du plan de découpe du tétraèdre. A l'échelle du maillage complet, après découpe, la surface de la fissure est intégralement maillée avec des triangles, dont chacun d'entre eux est une face commune entre deux tétraèdres. De cette façon, la surface de la fissure fait partie intégrante du maillage, l'insertion est donc bien réalisée. La fissure se crée ensuite naturellement par dédoublement des nœuds positionnés sur la surface de la fissure. Zcracks est principalement utilisé dans des simulations de propagation de fissures au sein de structures métalliques. Cependant, son utilisation première a ici été détournée afin d'être adaptée à notre problématique. Son point fort est d'être capable d'insérer toute forme de fissure au sein de tout type de maillage EF tétraédrique, et de créer automatiquement une décohésion au niveau du front de fissure sur les interfaces toron-matrice ou toron-toron.

5.3.3.b Méthodologie

1. Création de la fissure et placement au sein du maillage

Dans un premier temps, la surface de la fissure que l'on souhaite insérer dans le maillage doit être définie, et maillée par des éléments triangles. Dans un second temps, cette fissure est placée dans le maillage. Dans la pratique, on superpose donc deux maillages indépendants, le maillage 3D de la CER du composite et le maillage 2D des fissures, comme le montre la Figure 5.11. Notons que plusieurs fissures peuvent être définies en même temps.

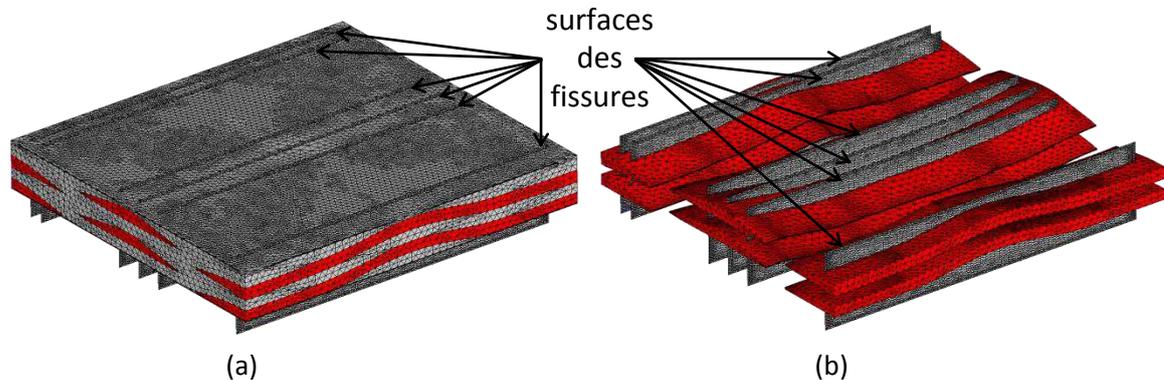


Figure 5.11 : (a) placement des surfaces de fissures dans le maillage d'une CER. Les torons que l'on souhaite couper par ces surfaces sont coloriés en rouge, (b) torons à couper et surfaces de fissures.

2. Découpe du maillage par la fissure avec Zcracks

Zcracks est ensuite utilisé afin de découper le maillage volumique de la CER complète, ou uniquement d'un groupe d'éléments comme les torons rouges visibles sur la Figure 5.11b. Le maillage de la fissure se crée automatiquement au sein du maillage, et des surfaces de décohésions sont générées au front de fissures, comme on peut le voir sur la Figure 5.12a. On peut remarquer que le contour de ces zones de décohésions présente une forte discontinuité C^1 . En effet, ces décohésions sont constituées des triangles sur la surface des torons en contact avec le front de fissure. Par conséquent, ces triangles proviennent initialement d'un plus grand triangle, qui a été traversé par la surface de la fissure, et qui a été ensuite fractionné en plusieurs triangles par Zcracks. Pour obtenir un contour de continuité C^1 de ces zones, il faudrait retravailler (raffinement, alignement de nœuds) le maillage en surface de torons autour des surfaces de fissures. Zcracks permet un remaillage automatique des maillages découpés autour de la fissure, mais l'application de cette étape au cas des CMO tissés s'est avérée complexe et peu robuste. Nul doute qu'un développement supplémentaire aurait permis d'améliorer ce point, mais cela ne fait pas partie des objectifs de cette étude, principalement basée sur des modélisations linéaires élastiques. Quoiqu'il en soit, les décohésions apparaissant au front de fissure sont générées de manière automatique et facultative par Zcracks, ce qui constitue véritablement un point fort de cet outil.

3. Création de la discontinuité par dédoublement des nœuds

La discontinuité au sein du maillage est ensuite créée par dédoublement des nœuds se trouvant sur la surface de fissure. Deux lèvres de fissures sont ainsi naturellement générées, comme le montre la Figure 5.12b (sur cette figure, la coloration d'une des deux lèvres en jaune ou bleu est arbitraire).

Remarques :

- La méthodologie présentée ici, et illustrée par les Figures 5.11 et 5.12 montre comment insérer une ou plusieurs fissures dans des torons. La méthodologie reste la même si l'on

souhaite, par exemple, sectionner un toron en deux (rupture des torons longitudinaux), ou fissurer la matrice.

- La création des décohésions au niveau des fronts de fissures est facultative, bien que leur présence soit systématique dans la réalité. Quoiqu'il en soit, dans cette étude, leur imposition en extrémité de fissures planes coupant un toron améliore énormément la robustesse de la méthode. C'est pour cela qu'elles ont été imposées dans l'application présentée dans la section 5.3.5, liée à l'insertion de douze fissures planes.

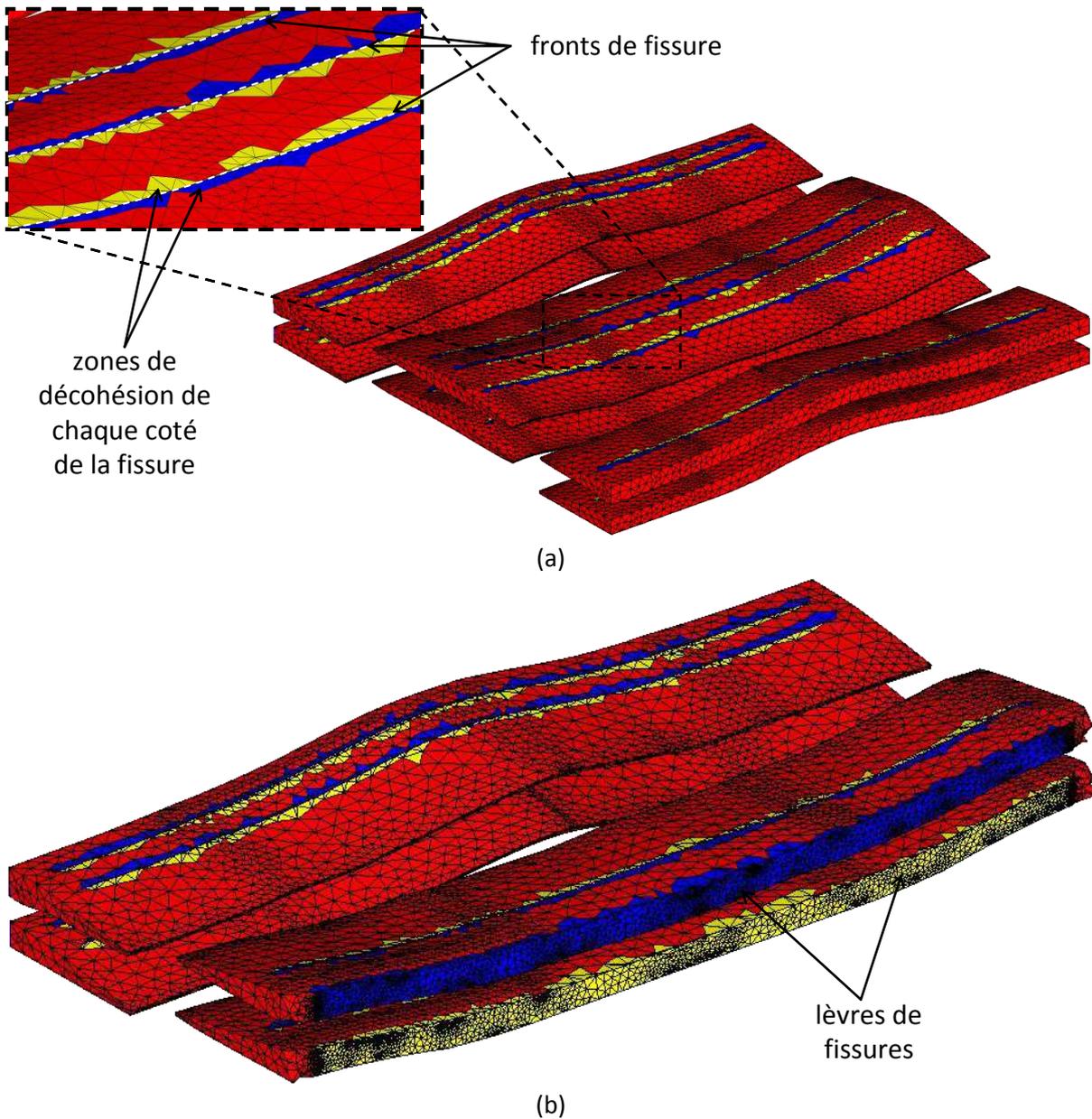


Figure 5.12 : (a) découpe des torons par les surfaces de fissures. Les surfaces de décohésions apparaissant en pointe de fissure sont colorées en jaune et bleu, (b) coupe des torons

5.3.4 Création de décohésions toron-matrice ou toron-toron

Comme il l'a été vu dans le Chapitre 3, l'un des principaux points forts de la procédure de création des CER de CMO tissé est la gestion du contact entre torons, par la définition d'interfaces toron-toron. Ce point fort facilite énormément la création d'une décohésion entre deux torons en contact :

il suffit de dédoubler les nœuds se trouvant sur cette interface. Le contour des interfaces devient ainsi le front de fissure, comme le montre la Figure 5.13. Pour la création de décohésions toron-matrice, la méthodologie reste la même : après avoir défini la zone de décohésion, un dédoublement des nœuds dans cette zone et sur la surface du toron crée la décohésion souhaitée. En revanche, le front de fissure a une discontinuité C^1 , pour les mêmes raisons que celle du contour des zones de décohésions créées en front de fissure (voir Figure 5.12 et paragraphe 5.3.3.b.2).

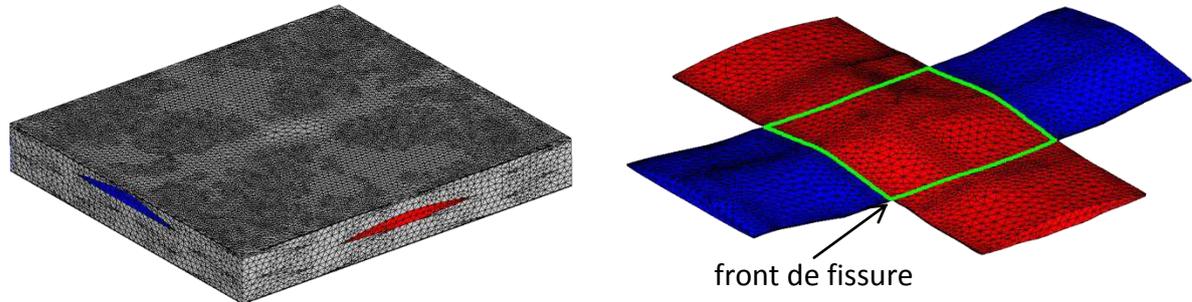


Figure 5.13 : introduction d'une décohésion à l'interface entre un toron de chaîne en rouge, et un toron de trame en bleu

5.3.5 Application : influence d'un endommagement sur une CER à renfort de taffetas

5.3.5.a Modélisations mise en place, et endommagements introduits

La modélisation mise en place utilise la même méthodologie et les mêmes ingrédients (orientation des éléments, loi de comportement, propriétés mécaniques des torons et matrice, etc.) que celle décrite en première partie de ce chapitre (voir 5.2.1). En effet, la présence d'un endommagement ne fait qu'introduire une discontinuité au sein du maillage. Le frottement des lèvres de fissures n'est pas pris en compte, pour simplifier la démonstration.

Deux endommagements ont été générés dans la CER à renfort de taffetas, avec imbrication des plis et compactées jusqu'à atteindre un taux de fibres d'environ 60% dans le composite. Le premier est une multifissuration des torons de chaînes, le second est une décohésion entre une chaîne et une trame en contact. La multifissuration des torons de chaînes comprend douze fissures, positionnées comme le montrent les Figures 5.11 et 5.12. Il représente un endommagement intervenant dans les torons transverses suite à une sollicitation uniaxiale (voir 5.3.1). Pour cela, six plans de fissures normaux à la direction 1 ont été créés, chacun coupant deux torons de chaînes (voir Figure 5.11). Les plans de fissuration ne coupent volontairement pas le toron selon toute sa longueur car cela brise la périodicité du maillage au niveau des faces externes découpées. Ce point n'est pas rédhibitoire, il est possible de reconstruire cette périodicité, mais il introduit une complexité technique que l'on a préféré éviter pour cette démonstration. La décohésion est introduite entre un toron de chaîne et un toron de trame représentés sur la Figure 5.13, à peu près au centre de la CER.

5.3.5.b Influence de l'endommagement sur les modules plans homogénéisés de l'ingénieur d'une CER

Rappelons que l'objectif de cette partie est de montrer que l'approche mise en place dans ce chapitre permet de prévoir l'effet de l'endommagement sur les propriétés du matériau. Ainsi le Tableau 5.6 résume les modules de l'ingénieur homogénéisés E_{11} , E_{22} , G_{12} , et ν_{12} , calculés sur les deux CER endommagées. Leur écart avec les modules de la CER saine est aussi écrit. D'une manière générale, on constate des écarts significatifs montrant que, comme l'on pouvait s'y attendre, l'introduction de l'endommagement diminue la rigidité globale de la CER, et que cet effet diffère en fonction du type d'endommagement.

		E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}
CER saine		26.6	28.1	8.58	0.140
CER multifissurée	valeurs	25.6	28.0	8.21	0.130
	écarts	-3.8%	-0.36%	-4.3%	-7.1%
CER avec décohésion	valeurs	26.4	28.0	8.56	0.139
	écart	-0.75%	-0.36%	-0.23%	-0.71%

Tableau 5.6 : valeurs des modules plans homogénéisés de l'ingénieur des CER endommagées, et écarts avec la CER saine

Au niveau de la CER multifissurée, la décroissance du module E_{11} est plus importante que celle du module E_{22} , qui n'est presque pas affecté par l'endommagement. Les fissures ont en effet été introduites dans les torons de chaînes (direction 2), et sont normales à la direction 1. Une sollicitation uniaxiale selon cette direction ouvre donc les fissures, alors qu'une sollicitation selon la direction 2 ne les sollicite quasiment pas, expliquant les tendances observées. De plus, l'ouverture des fissures semble avoir un effet important sur le coefficient de Poisson ν_{12} , dont la décroissance est la plus importante. Dernier point, le frottement entre les fissures n'a pas été pris en compte. De ce fait, un cisaillement plan du matériau entraîne un glissement des lèvres de fissures les unes par rapport aux autres. Il est donc normal de voir le module de cisaillement plan G_{12} chuter aussi. Au niveau de la CER présentant une décohésion toron-toron, les décroissances des modules de l'ingénieur sont bien moins importantes qu'avec la CER multifissurée, ce qui rend difficile toute interprétation des résultats. En effet, la surface de décohésion est moins étendue que la somme des surfaces des douze fissures de la précédente CER, son influence globale sur les propriétés mécaniques du matériau est donc moindre.

5.3.5.c Influence de l'endommagement sur les champs de déformations et de contraintes de la CER

La Figure 5.14 montre le champ de déformations ε_{11} sur la face inférieure et les torons des CER saine et multifissurée, suite au chargement élémentaire \bar{E}^1 avec $E=1\%$. Pour faciliter les comparaisons entre résultats, l'échelle de couleur est la même que celle utilisée dans la section 5.2.3.d. La Figure 5.15 montre le champ de contraintes σ_{11} sur tous les torons, et sur uniquement les trames des CER saine et multifissurée, suite au même chargement élémentaire \bar{E}^1 .

Comme l'on pouvait s'y attendre, la présence des fissures modifie fortement la répartition des contraintes et déformations au sein de la cellule. L'ouverture des fissures suite à une sollicitation transverse entraîne localement une reprise de la charge par les torons voisins, ainsi que par la matrice. On peut en effet voir sur la Figure 5.14 que le niveau de déformation selon l'axe 1 des torons endommagés a chuté, entraînant une sur-déformation de la fine couche inférieure de matrice en contact immédiat avec les torons, localisée au niveau des fronts de fissure. Sur la Figure 5.15, on peut voir que lorsque les torons transverses à la direction de chargement sont endommagés, la charge est reprise par les torons longitudinaux et voisins aux torons endommagés.

La Figure 5.16 montre le champ de déformations ε_{11} sur les deux torons de la Figure 5.13, entre lesquels une décohésion a été introduite, suite au chargement élémentaire \bar{E}^1 avec $E=1\%$ selon la direction 1. La partie supérieure montre les torons sains, alors que la partie inférieure montre les torons avec endommagement. Le front de la décohésion se compose de quatre segments, indiqués sur les torons sains pour mieux voir comment les torons se positionnent l'un par rapport à l'autre. L'échelle de couleur est la même que celle utilisée dans la section 5.2.3.d. De plus, notons que,

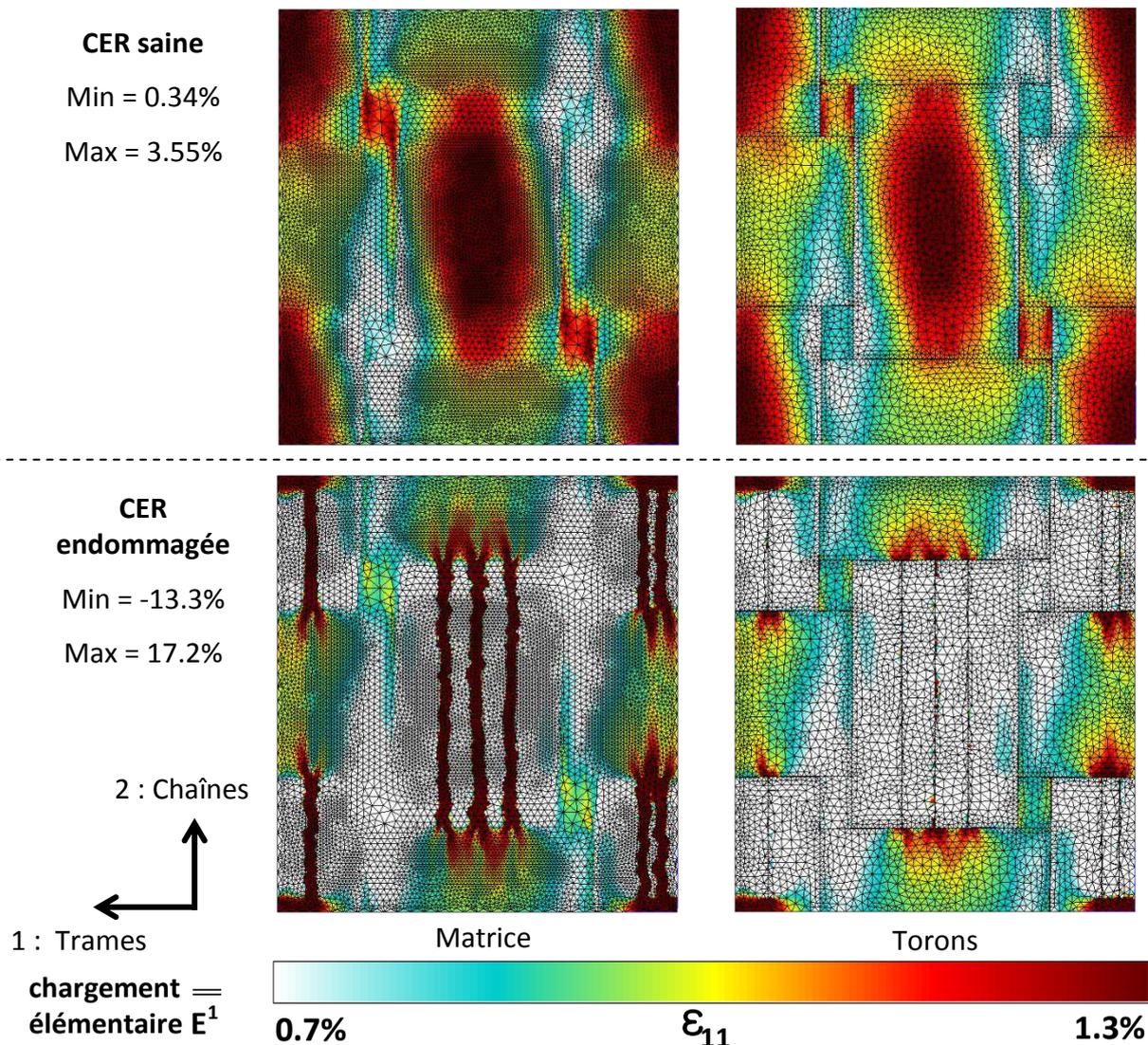


Figure 5.14 : champs de déformation ϵ_{11} dans une CER saine et endommagée (12 fissures) suite à une déformation macroscopique élémentaire E^1 avec $E=1\%$. Les images de gauche montrent le champ sur la face inférieure du composite, celles de droite le champ sur la partie inférieure des torons.

dans la réalité, la décohésion est une zone de contraintes libres à l'interface entre deux torons, qui peuvent entrer en contact avec frottement. Hors, les calculs réalisés dans cette démonstration sont linéaires élastiques en petites perturbations. Par conséquent, la prise en compte du contact permettrait d'éviter des interpénétrations entre torons qui, en fin de compte, seraient très faibles. En considérant la grande complexité et l'augmentation importante du coût de calcul qu'introduirait la prise en compte du contact au niveau de la zone de décohésion, elle n'a pas été introduite dans cette démonstration.

Une sollicitation uniaxiale selon la direction 1 a tendance à tendre le toron de trame, ce que montre bien la sur-déformation selon la direction 1 visible sous le toron de trame. Le toron de chaîne est quant à lui sollicité de façon transverse. La reprise de charge engendrée par la présence de la décohésion va principalement se reporter au niveau des fronts transverses à la sollicitation, soit les fronts 2 et 4. La rigidité transverse d'un toron étant inférieure à la rigidité longitudinale, il est normal de constater une concentration de déformation importante sur le toron de chaîne au niveau des fronts 2 et 4.

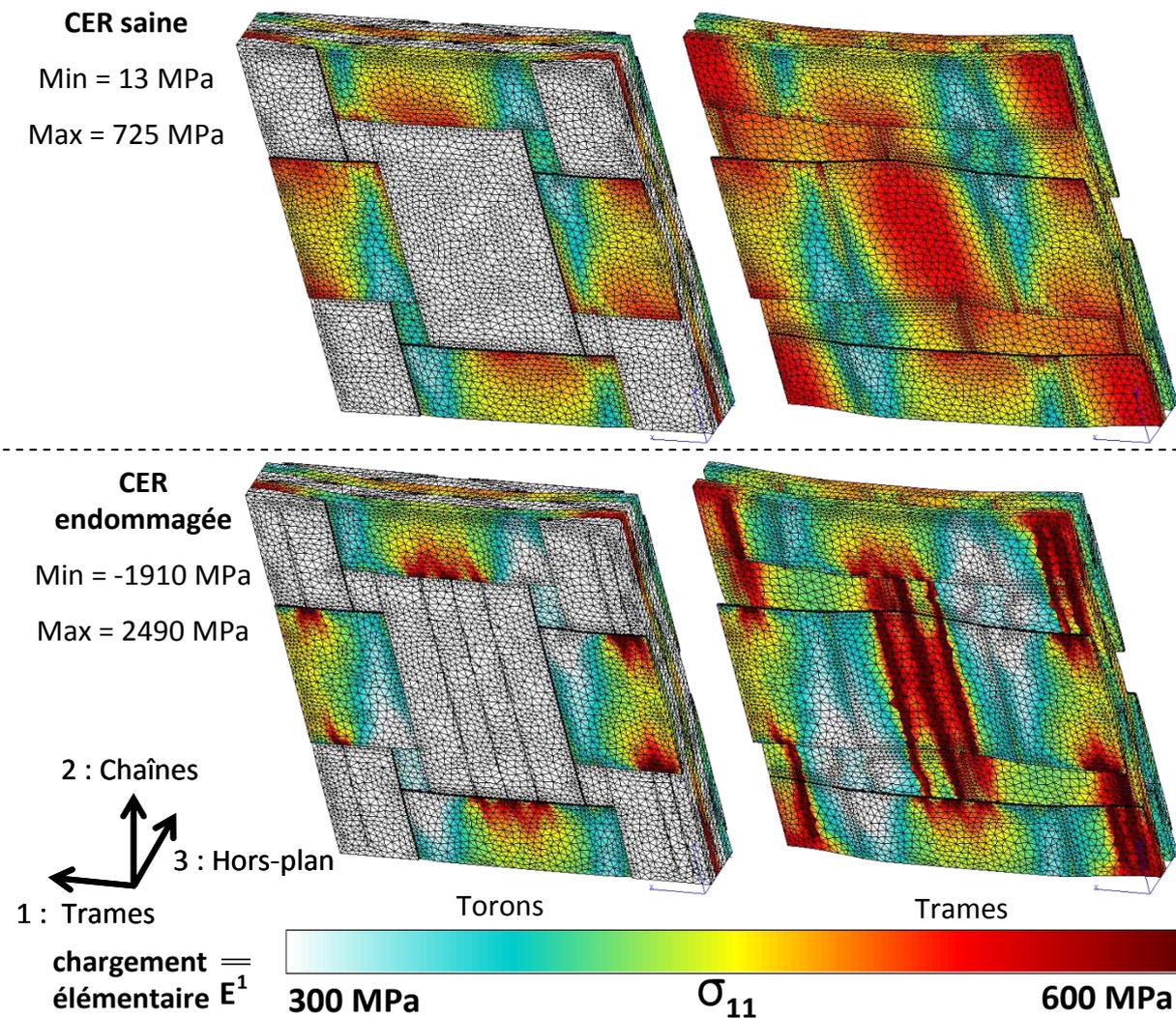


Figure 5.15 : champs de contraintes σ_{11} dans une CER saine et endommagée (12 fissures) suite à une déformation macroscopique élémentaire E^1 avec $E=1\%$. Les images de gauche montrent le champ sur la partie inférieure des torons, celles de droite le champ sur la partie inférieure des trames uniquement.

On a montré que l'effet de l'insertion de douze fissures transverses ou d'une décohésion toron-toron sur une CER de CMO tissé peut être obtenu grâce à l'outil Zcracks, à la procédure de création des CER et à la modélisation multiéchelle mise en place dans ce chapitre (voir 5.2.1). De ce fait, on a pu obtenir des informations aidant à la compréhension des mécanismes régissant le comportement d'un CMO endommagé, ce qui démontre l'apport de tels outils pour l'identification d'une loi d'endommagement macroscopique. Notons de plus que le potentiel d'un outil comme Zcracks est bien plus grand que l'insertion de fissures planes, comme ont pu le montrer [Chiaruttini *et al.* 2010]. Cependant, l'adaptation de cet outil à nos CER n'est pas encore automatique, quelques ajustements de paramètres devant être faits de manière itérative jusqu'à l'obtention du résultat désiré, ce qui demande une intervention personnelle de l'utilisateur.

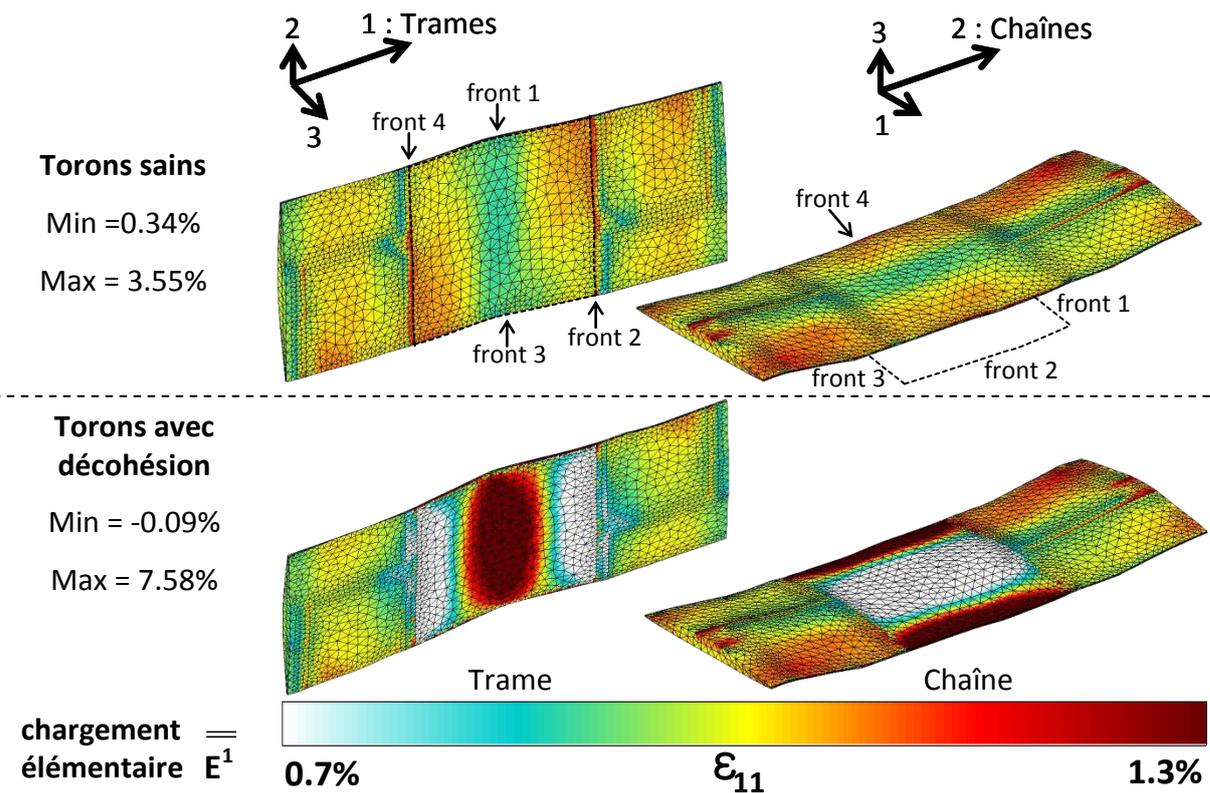


Figure 5.16 : champs de déformation ϵ_{11} dans deux torons en contact sains et avec décohésion suite à une déformation macroscopique élémentaire E^1 avec $E=1\%$. Les images de gauche montrent le champ sur la partie inférieure du toron de trame, celles de droite le champ sur la partie supérieure du toron de chaîne.

5.4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de démontrer l'apport d'une construction de CER de CMO tissée prenant en compte le procédé de fabrication du matériau, et d'outils d'insertion discrète de l'endommagement, pour aider à l'identification d'une loi d'endommagement macroscopique prenant en compte l'endommagement du matériau. Pour cela, une modélisation multiéchelle a été mise en place, partant de l'échelle microscopique pour remonter par homogénéisation périodique à l'échelle mésoscopique. Une deuxième homogénéisation périodique en conditions de contraintes planes a permis d'extraire les modules homogénéisés plans de l'ingénieur des différentes CER créées dans le Chapitre 4. De cette façon, l'apport de la prise en compte de la compaction et de l'imbrication des plis pour l'étude du comportement mécanique linéaire élastique d'un CMO tissé a pu être montré. Ensuite, deux endommagements différents ont été introduits dans l'une des CER : une multifissuration (douze fissures) des torons de chaînes, normale à la direction 1, et une décohésion toron-toron. Bien qu'idéalisés, ces deux endommagements sont observés expérimentalement (voir 5.3.1) ce qui permet de les associer à une variable d'endommagement physique (longueur ou surface de décohésion, nombre ou densité de fissures, etc.). L'étude de l'effet de ces deux endommagements sur les propriétés mécaniques élastiques de la CER, et sur l'état local du matériau, aide à la compréhension des mécanismes de répartition des efforts intervenant au sein du matériau, et fournit des informations nécessaires à l'identification d'une loi d'endommagement à variables physiques.

Les développements menés et présentés tout au long des chapitres 2, 3 et 4 aboutissent sur la mise en place d'une chaîne de calcul partant des paramètres de conception d'un matériau CMO tissé

(architecture du renfort, compaction, imbrication des plis, propriétés des constituants, etc.) et allant jusqu'à la prévision des propriétés mécaniques d'une cellule de CMO tissé, endommagée ou non, à l'échelle mésoscopique, ce qui était l'un des objectifs de cette étude. Le bon fonctionnement de cette chaîne a pu être montré, malgré quelques limitations actuelles comme sa non validation sur des tissus complexes (interlock), ou la génération de CER de CMO tissé présentant quelques éléments de mauvaises qualités. Quoiqu'il en soit, l'outil numérique pris dans sa globalité permet d'obtenir des résultats très intéressants et prometteurs, dont les limites sont à mettre au crédit de son développement récent. Cependant, comme tout outil numérique, il faut dès à présent penser à sa validation expérimentale. C'est l'objet du prochain et dernier chapitre.

Chapitre 6.

Vers une validation expérimentale...

Une chaîne de modélisation, appliquée à l'étude de matériaux CMO tissé à l'échelle mésoscopique, a été développée et présentée dans les chapitres précédents. Afin d'aller vers une validation expérimentale de cette chaîne, étape indispensable à toute démarche scientifique, une étude expérimentale préliminaire a été réalisée. Cette étude, objet de ce chapitre, a été menée en collaboration avec l'unité expérimentale de l'Onera.

Plan du chapitre

6.1	Introduction	131
6.2	Fabrication des éprouvettes composites	132
6.2.1	<i>Choix des composants.....</i>	<i>132</i>
6.2.2	<i>Procédé de fabrication</i>	<i>134</i>
6.3	Matériel et méthode utilisés.....	137
6.3.1	<i>Présentation de la multi-instrumentation.....</i>	<i>137</i>
6.3.2	<i>Banc d'essais</i>	<i>138</i>
6.3.3	<i>Détermination des modules élastiques initiaux et de l'intervalle de confiance à 95% par une technique de type bootstrap</i>	<i>140</i>
6.3.4	<i>Informations sur le déroulement de la campagne d'essais.....</i>	<i>142</i>
6.4	Résultats de la campagne d'essais mécaniques	143
6.4.1	<i>Variabilité de la mésostructure</i>	<i>143</i>
6.4.2	<i>Calcul et analyse qualitative des modules élastiques initiaux des éprouvettes non endommagées.....</i>	<i>144</i>
6.4.3	<i>Observation de l'endommagement des composites en fonction du chargement</i>	<i>150</i>
6.4.4	<i>Effet de l'endommagement sur les modules élastiques initiaux.....</i>	<i>162</i>
6.4.5	<i>Bilan de la campagne d'essais mécaniques</i>	<i>169</i>
6.5	Conclusion.....	171

6.1 Introduction

La chaîne de calcul construite dans les chapitres 2, 3 et 4 doit *in fine* être validée expérimentalement, mais la place occupée par l'aspect numérique de cette thèse ne permet pas la mise en place d'une vaste campagne de validation. Cependant, il est judicieux de penser le plus tôt possible à sa construction. Pour cela, la stratégie suivie est de participer à sa construction en mettant en place une étude expérimentale comparative entre différents CMO tissés 2D et dont la conception ne diffère qu'à un paramètre près (voir la section 1.4). L'objectif de cette étude est d'identifier les difficultés liées d'une part à la fabrication de tels composites, et d'autre part liées à l'identification de l'influence de certains paramètres de conception, et de l'endommagement du matériau.

La démarche suivie dans ce chapitre est la suivante. Tout d'abord, différentes plaques de CMO tissé avec des paramètres de conception différents ont été fabriquées. Les choix ayant guidés la fabrication de ces plaques, et les difficultés rencontrées sont rapportés dans la section 6.2. Ensuite, deux types d'essais ont été mis en place : des essais de traction monotone uniaxiale et des essais de traction incrémentale et uniaxiale. Les essais de traction monotone présentent principalement deux intérêts : observer le comportement en traction du matériau, et estimer le module d'élasticité longitudinal. De cette façon, l'influence des paramètres de conception des éprouvettes testées sur leur module élastique longitudinal peut être dégagée. Au niveau des essais de traction incrémentale, plusieurs cycles successifs de charge-décharge sont imposés au composite, avec des paliers de plus en plus élevés. L'intérêt de ce deuxième type d'essai est d'une part l'estimation de la densité de fissuration créée à chacun des niveaux de charge, et d'autre part la mesure à chaque montée des modules d'élasticité résiduels du matériau. L'influence de l'endommagement sur le module élastique longitudinal peut donc être estimée. Sur la base de ces essais, cinq techniques expérimentales proposées dans la littérature pouvant apporter des informations sur la cinétique de l'évolution et des effets de l'endommagement, et pouvant être mises en place à l'Onera, ont été utilisées afin d'évaluer de façon qualitative leur apport pour l'identification de ces influences. Ces techniques sont : la stéréo-corrélation d'images, l'émission acoustique, l'observation microscopique sur chant, la thermographie infrarouge (IR) active et passive, et une technique utilisant les ondes de Lamb, toutes présentées plus en détail dans la section 6.3.1. Les résultats obtenus sont divisés en deux parties. En effet, cette étude expérimentale présente des intérêts pour l'Onera dépassant le cadre de ce travail. Une collaboration forte a donc été menée avec l'unité expérimentale de l'Onera, pour exploiter profondément les résultats issus de la multi-instrumentation. Ainsi, la section 6.4 ne présente que les résultats obtenus et exploités dans le cadre de cette thèse. Leur analyse cherche à répondre aux objectifs fixés : guider la construction d'une campagne de validation en repérant les difficultés liées à l'identification des influences des paramètres de conception et de l'endommagement sur les modules élastiques du composite. Ces résultats n'exploitent que les trois premières instrumentations. Les résultats provenant de la thermographie IR active et passive, ainsi que de la technique utilisant les ondes de Lamb, ont été exploités, et le sont encore actuellement, à l'Onera par [Bai 2012] dans le cadre d'un Projet de Recherche Interne, et ont fait l'objet d'un article de conférence [Roche *et al.* 2012]. Le travail personnel effectué ici se place dans le suivi de l'étude plutôt que dans l'aspect technique du dépouillement des données, c'est pourquoi les résultats obtenus ne seront pas présentés dans ce chapitre. Cependant, leur apport pour l'étude de l'endommagement du matériau et de ses effets est brièvement rapporté dans les conclusions de l'étude expérimentale, sections 6.4.5.c et d.

6.2 Fabrication des éprouvettes composites

6.2.1 Choix des composants

6.2.1.a Le renfort : un empilement compacté de quatre plis de taffetas à fibres de verre

Géométriquement, la chaîne de calcul permet de prendre en compte différentes architectures de renfort, sa compaction, et l'imbrication des plis entre eux. Afin de se concentrer sur l'influence du procédé de préformage sur les rigidités élastiques du matériau, point fort de l'approche présentée dans le Chapitre 4, une seule architecture de renfort a été utilisée. Il s'agit d'un empilement de quatre couches de tissu 2D à fibres de verre légèrement déséquilibré, de motif taffetas (voir photo de la Figure 6.1), compacté à différentes épaisseurs, dont les propriétés sont données dans le Tableau 6.1. En effet, le taffetas est le plus petit motif de tissu existant, ce qui allège toutes comparaisons avec un calcul numérique. Afin d'observer une imbrication entre plis, plusieurs couches de tissus sont empilées. Cependant, pour pouvoir réaliser des calculs à moindre coût sur une cellule prenant en compte toute l'épaisseur du composite, seulement quatre plis de tissus sont empilés. Par conséquent, les composites créés sont très fins, ce qui rend leur manipulation plus délicate. Afin, d'une part, de ne pas avoir de trop faibles épaisseurs, et, d'autre part, d'essayer d'obtenir des renforts dans le composite qui ne sont pas trop déformés, pour ne pas trop s'éloigner de la géométrie initiale, la compaction imposée aux renforts est modérée, ce qui limite la fraction volumique de fibres dans les éprouvettes à une fourchette comprise entre 38% et 47% (voir la section 6.2.1.c). Le choix des fibres de verre s'est imposé car elles sont plus grosses que les fibres de carbone, formant des torons dont la section transversale est aussi plus grosse, ce qui facilite les observations microscopiques et les comparaisons avec un modèle numérique idéalisé.

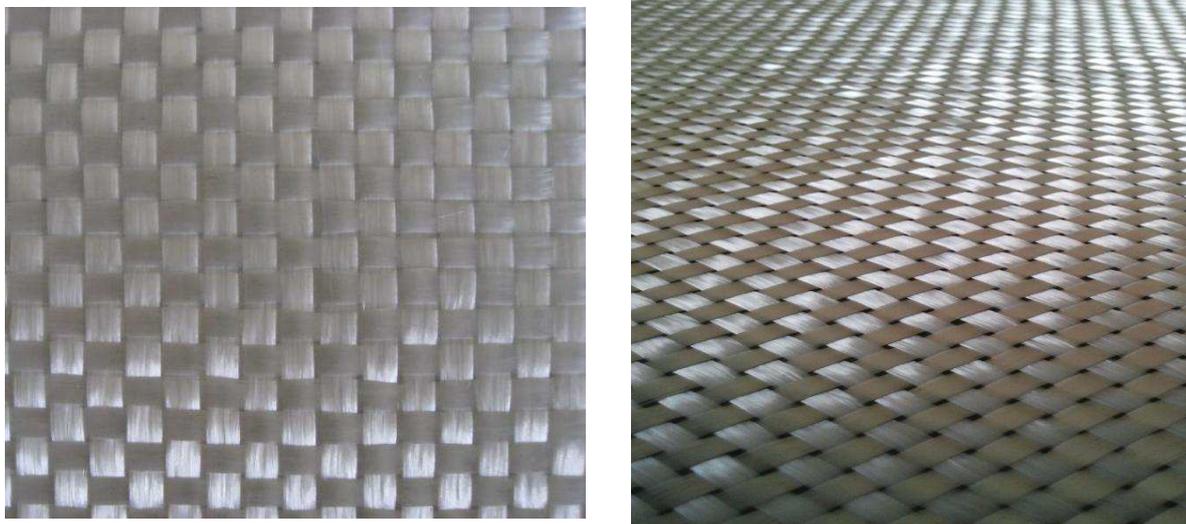


Figure 6.1 : Photos du tissu taffetas à fibres de verre

Paramètres	Unités	Valeurs
Densité linéaire des torons	tex	1200
Contexture	chaînes.cm ⁻¹ x trames.cm ⁻¹	2.2x2
Masse surfacique	g.m ⁻²	504

Tableau 6.1 : Propriétés du tissu taffetas à fibres de verre, fournies par le fabricant

6.2.1.b Choix de deux matrices différentes : la LY564 et la RTM6 (vieille)

Le choix des deux matrices utilisées dans cette étude a été, dans un premier temps, guidé par les disponibilités matériaux de l'Onera, puis dans un second temps par les résultats obtenus au niveau des densités de fissuration (voir la section 6.4.3) observées sur les premiers composites fabriqués. La LY564, conçue par Huntsman, et la RTM6 bi-composante, conçue par Hexcel, sont des matrices epoxy spécialement optimisées pour le procédé RTM et les applications aéronautiques, bien que seule la RTM6 soit certifiée pour les structures primaires. Elles sont toutes deux déjà utilisées par l'unité expérimentale de l'Onera pour la fabrication d'éprouvettes de composite tissé. Leurs propriétés mécaniques sont données dans le Tableau 5.3.

Paramètres	Unités	RTM6	LY564
Masse volumique	g.cm^{-3}	1.14	[1.1-1.2]
Module d'Young	GPa	2.89	[3.1-3.3]
Coefficient de poisson		0.35	0.35

Tableau 6.2 : Propriétés des matrices LY564 et RTM6, fournies par le fabricant

Leurs propriétés mécaniques sont sensiblement équivalentes lorsque l'on reste dans le domaine élastique du matériau. Cependant, les essais de traction réalisés sur des éprouvettes de composites tissés fabriqués avec ces deux matrices, ont montré qu'elles entraînent un endommagement radicalement différent du matériau (voir 6.4.3.c). En effet, la RTM6 utilisée nous a semblé particulièrement fragile, dès l'étape de démoulage des composites. Cette impression s'est confirmée lors des essais de traction. Ceci est probablement dû à un incident dans la conservation du produit, entraînant l'accélération de son vieillissement. N'ayant pu re-caractériser cette matrice par manque de temps et de moyens, les propriétés mécaniques de la matrice RTM6 données dans le Tableau 5.3 sont à considérer avec prudence. Ainsi nous l'appellerons désormais « RTM6 vieillie » afin d'éviter toute confusion. Quoiqu'il en soit, puisque les densités de fissuration obtenues suite à un essai de traction dans l'axe du matériau sont différentes en fonction de la matrice utilisée, leur influence sur les propriétés du matériau est aussi différente. Dans une démarche qualitative, ce point nous a semblé suffisamment intéressant pour continuer à utiliser ces deux matrices.

6.2.1.c Plaques fabriquées

Le but est de comparer les résultats obtenus entre deux plaques, afin d'étudier l'influence d'un paramètre de fabrication sur les propriétés du matériau. Ainsi, cinq plaques ont été conçues, dont les principales caractéristiques sont présentées dans le Tableau 6.3. Les valeurs de taux de fibres indiquées restent des valeurs théoriques, basées sur les propriétés du tissu (grammage, masse volumique de la fibre) et la connaissance des dimensions des plaques. Précisons que dans cette étude, si le tissu est orienté à 0°, la direction de traction est celle des chaînes, alors que si le tissu est orienté à 90°, la direction de traction est celle des trames. Dans la pratique, à cause du procédé d'injection et des variabilités inhérentes au procédé de tissage, une variabilité de $\pm 2\%$ sur le taux volumique de fibres est à considérer [Akkerman 2006]. Ces plaques sont à associer par paire :

- entre G3 et G11, seule l'épaisseur du matériau change.
- entre G7 et G8, l'épaisseur change, mais la matrice est différente par rapport au couple précédent.
- entre G7 et G11, seule la matrice change.
- entre G9 et G11, seule l'orientation du renfort change (le taux de fibres étant sensiblement le même). En effet, le tissu étant déséquilibré, le positionner à 0° ou à 90° dans le moule par rapport à la direction des chaînes donne deux composites différents. Plus précisément, la

contexture du tissu est de 2.2 chaînes/cm x 2 trames/cm. Dans la pratique, cela signifie que 52.4% des fibres sont des chaînes, et 47.6% sont des trames.

nom	épaisseur	matrice	Orientation des tissus	nombre d'éprouvettes	Fraction volumique de fibres obtenue
G3	1.93mm	RTM6 vieillie	90°	4	40% ± 2%
G7	1.65mm	LY564	90°	4	47% ± 2%
G8	2.04mm	LY564	90°	4	38% ± 2%
G9	1.66mm	RTM6 vieillie	0°	2	47% ± 2%
G11	1.65mm	RTM6 vieillie	90°	4	47% ± 2%

Tableau 6.3 : Principales caractéristiques des plaques fabriquées

6.2.2 Procédé de fabrication

6.2.2.a Présentation du dispositif

Le procédé d'imprégnation choisi pour la fabrication des composites tissés est l'injection RTM. Le schéma de la Figure 6.2 présente le dispositif mis en place. Tout d'abord, les tissus sont découpés (Figure 6.3a) puis positionnés à l'intérieur du moule (Figure 6.3c). Une cale permet d'imposer l'épaisseur du composite final (Figure 6.3b). L'extrémité du renfort au niveau de la zone d'injection de la matrice est pincée entre deux morceaux de drainant, permettant de bloquer le déplacement du tissu (Figure 6.3d). Cette étape s'est avérée nécessaire car le renfort des premiers composites réalisés a été entraîné vers le fond du moule lors de l'écoulement de la matrice. Ensuite, après avoir recouvert les parties métalliques du moule d'un produit aidant le démoulage, le moule est fermé (Figure 6.3e). L'étanchéité du dispositif est assurée par des joints (Figure 6.2), et un thermocouple est positionné en contact avec la partie chauffante du moule pour contrôler la température. Enfin, un isolant thermique est placé au dessus du dispositif, afin d'uniformiser la température au sein du composite en limitant au maximum les dissipations thermiques vers l'extérieur (Figure 6.3f). Les dimensions et le positionnement du moule et du renfort sont donnés sur la Figure 6.5.

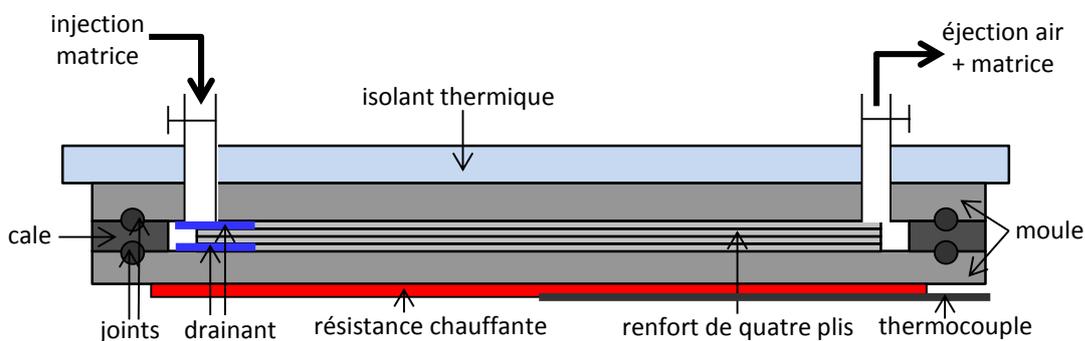


Figure 6.2 : Schéma du procédé d'injection par RTM

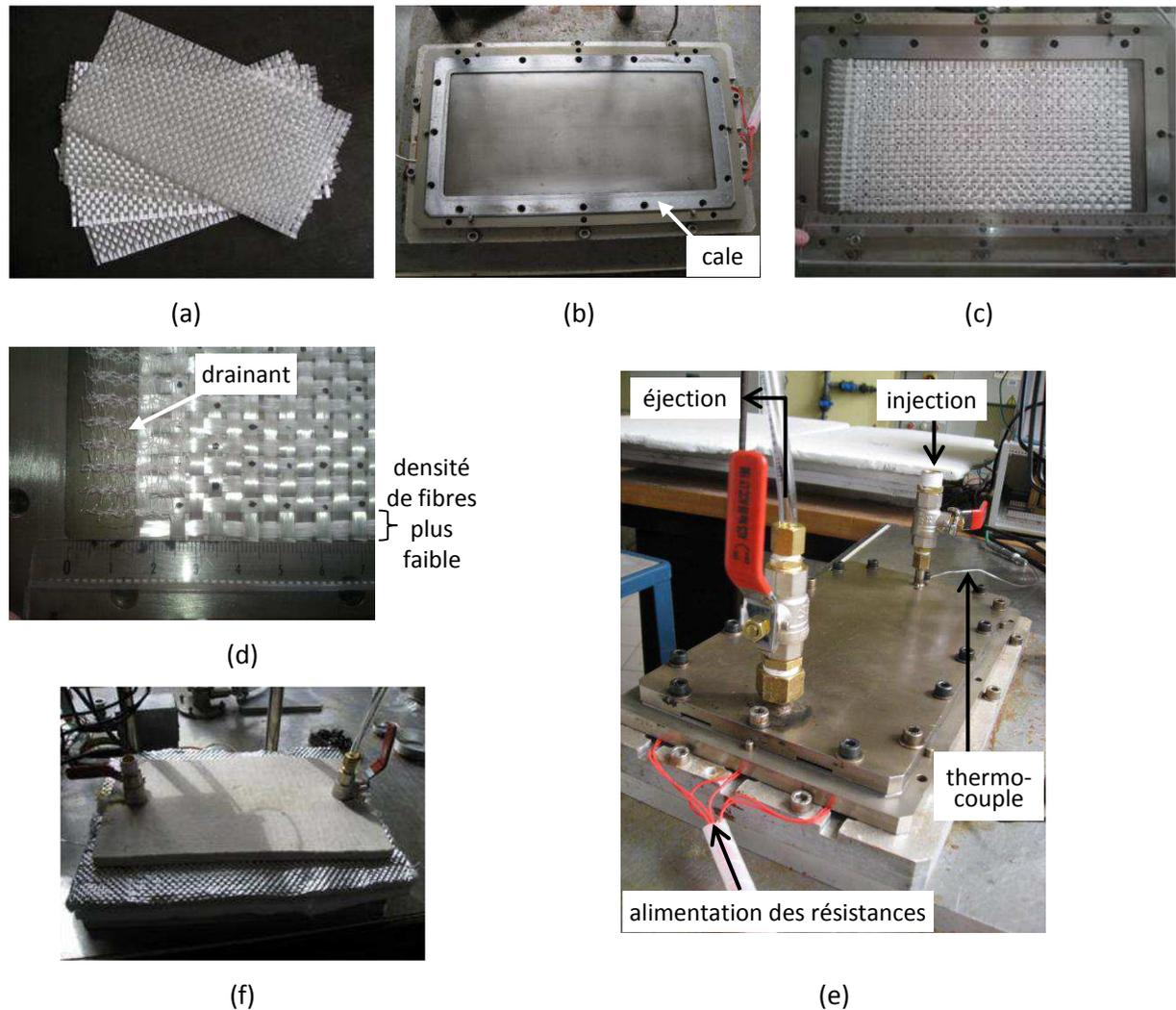


Figure 6.3 : (a) quatre plis de tissus taffetas découpés, (b) partie inférieure du moule RTM avec cale positionnée, (c) renfort positionné dans le moule, avec morceaux de drainant, (d) zoom sur un morceau de drainant, (e) moule RTM fermé, (f) moule RTM fermé avec isolant thermique positionné

6.2.2.b Injection de la résine et cuisson

Un vide relatif est créé dans le moule, de l'ordre de 10^{-2} mbar. La matrice est à la pression atmosphérique, et est injectée par aspiration, grâce à une différence de pression d'environ 1 bar. Le cycle de cuisson programmée pour les deux matrices est différent (voir Tableau 6.4). Ils ont été établis sur la base des informations données par le fabricant, et de l'expertise Onera.

	RTM6 vieillie	LY564
Injection	120°C	30°C
Premier palier	135°C durant 2h20min	60°C durant 16h
Second palier	180°C durant 30min	100°C durant 2h

Tableau 6.4 : Température et temps de cuisson des deux matrices RTM6 vieillie et LY564

6.2.2.c Difficultés ayant guidées la découpe des éprouvettes et solutions apportées

La première difficulté rencontrée fut le découpage et la manipulation du tissu sec. En effet, le moindre faux-mouvement entraîne la perte d'un toron sur le bord du tissu. De plus, la moindre fibre

dépassant hors du cadre dans lequel est positionné le renfort peut se placer entre le joint et le moule, provoquant une infime fuite d'air lorsque le vide est effectué dans le composite. Finalement, il a été constaté de façon quasi-systématique qu'en bord de renfort, un toron par pli s'est échappé, entraînant une densité locale de fibre plus faible (voir Figure 6.3d). Par conséquent, des canaux d'écoulement se créent, facilitant l'infiltration de la matrice en bord de renfort. Ce point, couplé au problème de fuite d'air pouvant accidentellement survenir, entraîne quelques défauts d'imprégnation en bord de plaque, comme le montre la Figure 6.4. C'est pourquoi ces bords ont été éliminés lors de la découpe des éprouvettes, comme le montre le schéma de la Figure 6.5.

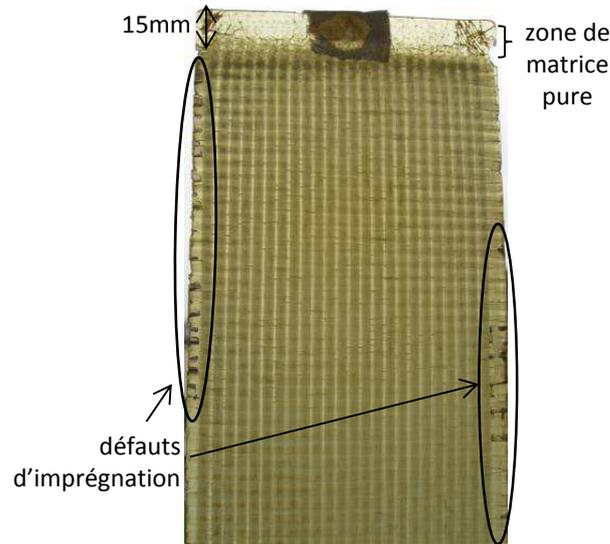


Figure 6.4 : Photo d'une plaque de composite (matrice RTM6 vieillie) en sortie de moule. Des défauts d'imprégnation sont visibles en bord de plaque.

La seconde difficulté rencontrée est liée au démoulage des plaques. En effet, un peu de matrice polymérisée se situe dans les zones d'injection et d'évacuation du moule (voir Figure 6.2), créant des points d'accroche rendant délicate l'extraction du composite. Cette difficulté, à laquelle s'ajoute la fragilité des plaques liée à leur faible épaisseur (entre 1.6mm et 2mm), rend le démoulage risqué car pouvant faire apparaître un endommagement. Ce dernier point est particulièrement vrai lorsque la matrice est la RTM6 vieillie (plus fragile). C'est pourquoi, comme représenté sur la Figure 6.5, les différents plis de tissus sont découpés de façon à pouvoir les positionner à une distance de 15mm de chacun des bords dans le sens de la largeur du moule. Ainsi, l'endommagement créé lors du démoulage de la plaque se concentre dans une zone de matrice pure située en extrémité de plaque (voir Figure 6.4). De cette façon, la propagation des fissures dans le composite est évitée.

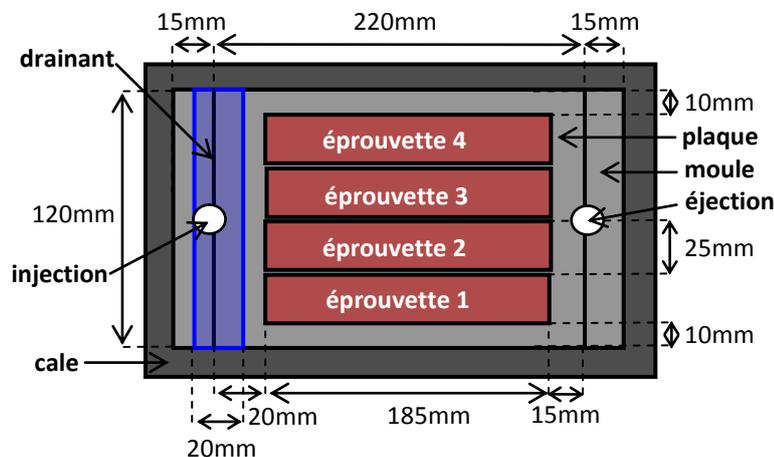


Figure 6.5 : Dimensions du moule RTM, de la plaque composite et des éprouvettes

Les deux difficultés précédentes imposent de créer des chutes de matériaux en bord de plaques, telles que représentées sur le schéma de la Figure 6.5. Ainsi, quatre éprouvettes par plaques sont découpées, de forme rectangulaire de dimensions 185mm x 25mm. A partir de ce point et jusqu'à la fin de ce chapitre, l'éprouvette *i* de la plaque G*j* sera notée G*j*-*i*.

6.3 Matériel et méthode utilisés

Cinq instrumentations différentes ont été utilisées lors des essais de tractions. Elles sont présentées dans la section 6.3.1. Le banc d'essai est montré dans la section 6.3.2. La méthode utilisée pour calculer le module élastique initial d'une éprouvette est expliqué dans la section 6.3.3. Des informations quant au déroulement de la campagne d'essais sont données dans la section 6.3.4.

6.3.1 Présentation de la multi-instrumentation

Stéréo-corrélation d'images

Durant l'essai, les déformations locales en surface du composite sont mesurées par une technique de stéréo-corrélation d'images, largement connues et utilisée dans de nombreuses études expérimentales sur les matériaux composites tissés (et autres) [Ivanov *et al.* 2009; Hochard *et al.* 2009; Perie *et al.* 2009]. Deux caméras sont positionnées de façon à filmer la face avant du composite. Lorsque le capteur d'émission acoustique et les disques piézoélectriques (voir technique utilisant les ondes de Lamb) sont présents (voir Figure 6.6), le mouchetis n'est appliqué que sur une zone restreinte de 50mmx25mm.

Observation microscopique sur chant

Une tête de microscope optique est associée à une caméra numérique afin d'observer le chant de l'éprouvette, préalablement poli (voir Figure 6.7). Le dispositif microscope/caméra est relié à des tables de déplacement micrométrique pour pouvoir visualiser toute la longueur de la tranche de l'éprouvette. Ce dispositif permet d'observer le type d'endommagement présent sur la tranche ainsi que sa répartition, et permet d'estimer la densité de fissuration présente dans le composite suite à un certain chargement, comme ont pu le montrer [Huchette 2005] et [Vandellos 2011] (avec exactement le même matériel que celui de cette campagne) sur des composites stratifiés UD, ou [John *et al.* 2001] et [Daggumati *et al.* 2010a] sur des CMO tissés.

Émission acoustique

Afin de capter l'apparition d'un endommagement, une technique de mesure par émission acoustique est mise en place. Pour cela un capteur acoustique est positionné sur la face avant des éprouvettes, sous le capteur piézo-électrique le plus bas (voir Figure 6.7). L'intérêt de cette technique est déjà largement connu et démontré dans de nombreuses études [Barre et Benzeggagh 1994; Giordano *et al.* 1998; Scida *et al.* 2002].

Thermographie Infrarouge active et passive

La thermographie IR peut être très intéressante pour avoir une information, au moins qualitative, sur la création d'endommagement à cœur. En effet, lorsqu'un endommagement apparaît dans le matériau, il dégage localement une énergie thermique [Balageas *et al.* 1986]. Ainsi, un suivi passif, *in situ*, par thermographie IR, peut conduire à dénombrer et localiser les fissures, ainsi qu'à estimer leur étendue. A terme, le croisement de ces résultats expérimentaux avec d'autres techniques de suivi pourrait permettre d'identifier le type d'endommagement (fissure transverse, longitudinale, décohésion). En outre, dans le cas d'essais de traction incrémentale, il est possible pendant les paliers (en charge ou à contrainte nulle), de procéder à une inspection non-destructive de l'état du matériau, sans démonter l'éprouvette, par thermographie active. Afin d'améliorer la détection des

écarts de température de l'éprouvette, une couche de noir de fumée de taille identique à la zone mouchetée de l'éprouvette est apposée sur la face arrière des éprouvettes (voir Figure 6.6).

Technique utilisant les ondes de Lamb

Une onde de Lamb est un type d'onde ultrasonore se propageant à la surface d'une plaque. Pour plus d'info sur la théorie des ondes de Lamb, voir [Royer et Dieulesaint 1996]. L'utilisation de ces ondes a déjà fait l'objet de nombreuses études, pour par exemple caractériser les propriétés mécaniques d'une plaque composite stratifié UD (modules élastiques) [Dayal et Kinra 1991; Toyama et Takatsubo 2004] ou d'un CMO tissé [Bouazzaoui 1994; Morvan 1997], pour identifier l'endommagement du matériau [Seale *et al.* 1998; Toyama *et al.* 2003], ou encore pour déterminer son influence sur les propriétés mécaniques du matériau [Toyama et Okabe 2004]. En effet, il a été montré que la vitesse de propagation d'une onde de Lamb, aussi appelée « temps de vol », entre deux capteurs piézo-électriques dépend du module élastique du matériau [Prosser et Gorman 1994], et donc aussi de son endommagement, l'onde étant plus rapide dans un matériau rigide. Dans cette étude, elle a été testée afin de détecter et suivre l'endommagement du matériau, et surtout de donner une estimation de l'influence de l'endommagement sur le module élastique longitudinal du composite. Pour cela, deux capteurs piézo-électriques ont été collés sur les faces des éprouvettes, à une distance de 70 mm, comme le montre la Figure 6.6, l'un étant l'émetteur, et l'autre le récepteur.

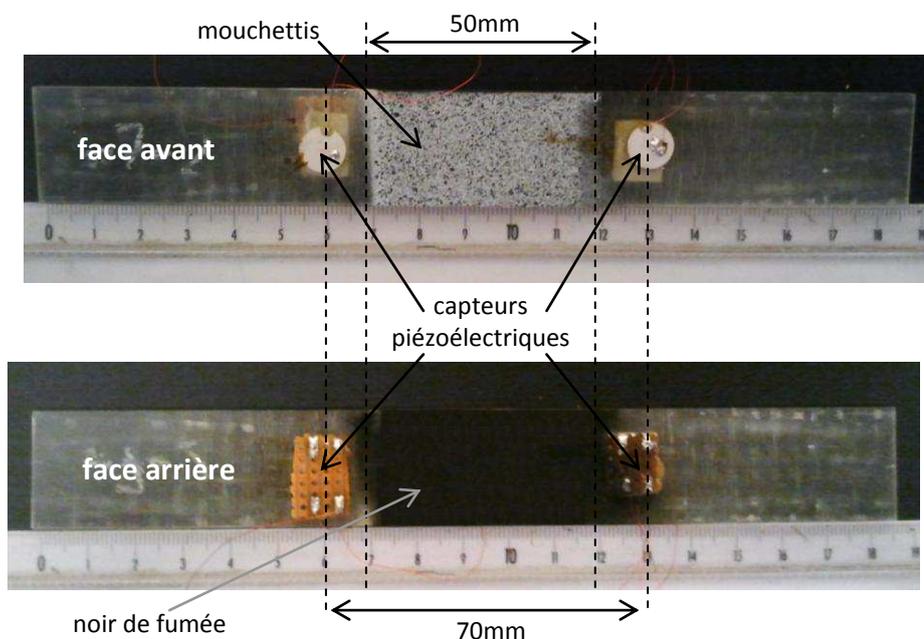


Figure 6.6 : Instrumentation de l'éprouvette G7-1 (le capteur d'émission acoustique est ici absent)

Rappelons que les résultats obtenus avec les trois premières instrumentations (stéréo-corrélation d'images, observation microscopique sur chant, et émission acoustique) ont été traités et exploités personnellement. Ils sont présentés dans la section 6.4. L'exploitation des résultats des deux autres instrumentations (thermographie infrarouge, et technique par onde de Lamb) a été réalisée à l'Onera par [Roche *et al.* 2012] et [Bai 2012]. Leur apport est présenté dans les conclusions de la partie expérimentale, sections 6.4.5.c et d.

6.3.2 Banc d'essais

Les photos de la Figure 6.7 présentent le banc d'essais multi-instrumentés mis en place dans le cadre de cette étude. Notons que l'instrumentation complète n'a pas été systématiquement utilisée pour tous les essais (se référer au Tableau 6.5). Les essais mécaniques de traction sont effectués

grâce à une machine électromécanique, à une vitesse de 50 N/s. Les mors pincent chaque extrémité des éprouvettes sur une longueur de 45mm, l'instrumentation imposée (voir 6.3.1) ne permettant pas plus de longueur. Ainsi, le serrage des mors s'effectue sur deux vis au lieu des trois disponibles, ce qui est une limitation. En effet, bien qu'il soit possible d'augmenter le couple de serrage appliqué sur les vis pour améliorer le maintien de l'éprouvette, il reste limité car il faut faire attention de ne pas endommager l'éprouvette. Ainsi, un glissement ou une rupture au niveau des mors s'est produit sur quelques éprouvettes.

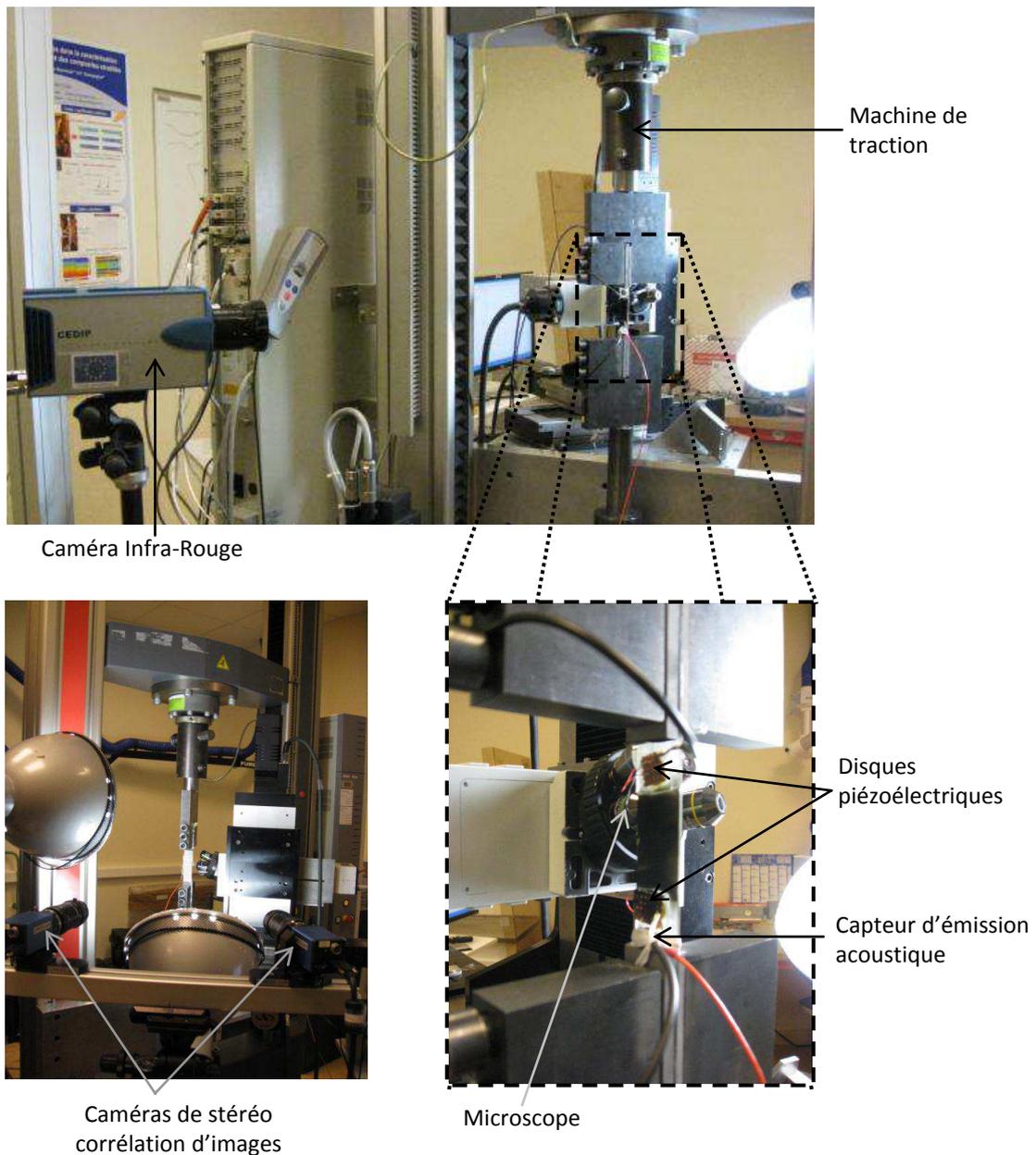


Figure 6.7 : Banc d'essais multi-instrumentés

6.3.3 Détermination des modules élastiques initiaux et de l'intervalle de confiance à 95% par une technique de type bootstrap

6.3.3.a Intérêts d'une technique de type bootstrap

Dans le cas d'une courbe de contrainte-déformation, un nuage de points est obtenu. Pour estimer le module élastique tangent à charge nulle à partir de cet ensemble de points, il faut tout d'abord déterminer une contrainte seuil permettant de définir une zone dans laquelle on va estimer le module initial. Cette contrainte seuil peut-être la contrainte au-delà de laquelle on considère être sorti du régime élastique, ou à partir de laquelle un endommagement apparaît. Ensuite, il faut calculer la pente moyenne de l'éprouvette de la courbe contrainte-déformation en dessous de la contrainte seuil. Pour imposer l'objectivité de la méthode, une approche statistique est nécessaire. Dans cette étude, c'est plus particulièrement une technique de type bootstrap qui est utilisée. Il s'agit d'une technique permettant de faire de l'inférence statistique dans des situations complexes (nombre de points limités, peu d'informations sur eux, etc.) [Efron et Tibshirani 1993]. La méthodologie est expliquée dans le paragraphe suivant, en prenant pour exemple l'éprouvette G3-1.

6.3.3.b Méthodologie

La méthodologie de la technique bootstrap utilisée est illustrée sur la Figure 6.8 par une application sur la courbe contrainte-déformation de la traction incrémentale de l'éprouvette G3-1.

Extraction de l'enveloppe monotone de la courbe contrainte-déformation

La première étape est de récupérer l'enveloppe monotone de la courbe (voir Figure 6.8, en haut). Il s'agit des points tels que la contrainte soit systématiquement supérieure à la contrainte précédente (6.1) :

$$\sigma(i) \geq \max_{j < i}(\sigma(j)) \quad (6.1)$$

L'avantage est de pouvoir comparer les essais incrémentaux avec les essais monotones (voir la section 6.4.2.a).

Estimation de la contrainte seuil

La deuxième étape consiste à déterminer la contrainte seuil. Pour cela, une estimation du module par régression linéaire (de type $ax+b$) est faite en prenant les 5 premiers points de l'enveloppe monotone, puis les 6, les 7, les 8 jusqu'au nombre total de points de l'enveloppe. Le module obtenu (coefficient a) est ensuite tracé en fonction de la contrainte du dernier point utilisé lors de la régression (voir Figure 6.8, en bas à gauche). En général, le module converge (en augmentant) vers un palier, stagne (il y a tout de même quelques fluctuations), puis diminue. Ainsi, lorsque le module stagne, on peut considérer que suffisamment de points expérimentaux sont pris en compte par la méthode pour le calculer. Par conséquent, la diminution du module revêt un sens physique, qui peut indiquer la sortie du domaine élastique, causée par l'endommagement, la viscosité, ou autre (point que l'on vérifie dans la section 6.4.3.e). C'est pourquoi, dans cette étude, on définit la contrainte seuil comme la contrainte du dernier point de la zone de stagnation, au delà duquel le module est en perpétuelle diminution.

Détermination du module et de l'intervalle de confiance à 95%

Le principe est de faire autant de tirages aléatoires dans la zone inférieure à la contrainte seuil qu'il y a de points dans cette zone. La particularité est qu'à chaque tirage, on pioche un point dans toute la zone, ce qui fait que le même point peut être tiré plusieurs fois. Par conséquent, cela revient à piocher un nombre aléatoire de points, et à leur donner un poids aléatoire. Une régression linéaire est ensuite effectuée sur l'ensemble de points tirés aléatoirement. Cette opération est réalisée un très grand nombre de fois (1000 fois), pour obtenir une base conséquente de modules. En analysant

la distribution des modules ainsi obtenus (voir Figure 6.8, en bas à droite), on détermine le module initial par la moyenne, la dispersion par l'écart-type, et l'intervalle de confiance à 95% (IC 95%), qui est égal à ± 2 *écart-type. Dans la suite de ce chapitre, c'est cet intervalle de confiance à 95% qui est utilisé comme variation du module.

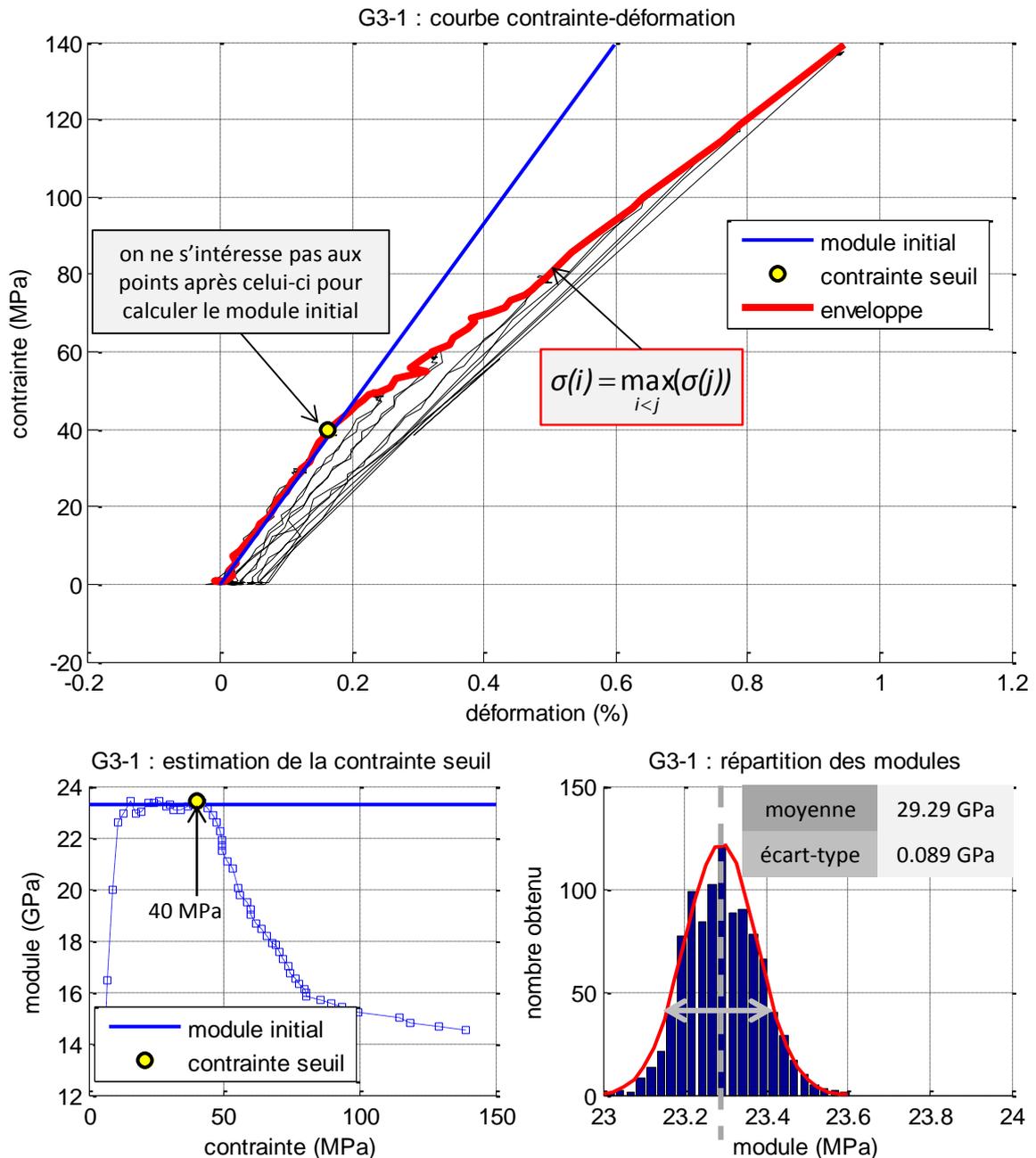


Figure 6.8 : Présentation de la méthodologie de la technique bootstrap utilisée, appliquée sur les résultats de l'éprouvette G3-1

6.3.4 Informations sur le déroulement de la campagne d'essais

Le Tableau 6.5 présente la matrice d'essais suivie dans cette étude. Notons que la corrélation d'images a été utilisée pour l'ensemble des essais, et que des observations microscopiques sur chant ont été réalisées à chaque palier de chargement, lors des essais de traction incrémentale.

Plaque	Éprouvette	Essai	Émission acoustique	Thermographie IR	Mesure temps de vol
G3	1	TI 8 paliers	oui	active	non
	2	TI 5 paliers	oui	active	non
	3	TM	oui	passive	non
	4	TM	oui	passive	non
G7	1	TM	inexploitable	passive	oui
	2	TI 8 paliers	inexploitable	active	oui
	3	TI 9 paliers	inexploitable	active	oui
	4	TM	inexploitable	passive	oui
G8	1	TI 5 paliers	non	active	oui
	2	TM	non	passive	oui
	3	TI 5 paliers	non	active	oui
	4	TM	non	passive	oui
G9	2	TM	non	passive	oui
	3	TM	oui	passive	non
G11	1	TM	oui	passive	non
	2	TI 5 paliers	non	active	oui
	3	TM	non	passive	oui
	4	TI 5 paliers	oui	active	non

Tableau 6.5 : Matrice d'essais suivie, et multi-instrumentation associée (TI=Traction Incrémentale, TM=Traction monotone)

La préparation des éprouvettes, et la manipulation des machines et instruments de cette étude ont été réalisées par deux techniciens de l'Onera. L'ensemble des essais a été piloté et suivi personnellement. Le caractère inexploitable des résultats de l'émission acoustique de la plaque G7 est dû à l'utilisation des capteurs piézo-électriques utilisés pour la mesure du temps de vol des ondes de Lamb (voir 6.3.1). En effet, le signal émis par l'émetteur piézo-électrique a parasité la réception du capteur acoustique. Plusieurs réglages (filtres) ont été testés, mais aucun n'a permis d'obtenir des résultats satisfaisants. Pour les plaques G8, G9 et G11, il a été décidé de ne pas utiliser ces deux méthodes simultanément. Ainsi, pour les besoins d'études internes à l'Onera, les éprouvettes de la plaque G8 ont exclusivement été instrumentées pour la technique des ondes de Lamb, et une éprouvette sur deux des plaques G9 et G11 ont été instrumentés pour la technique des ondes de Lamb, l'autre pour l'émission acoustique.

Dans la partie 6.4, le comportement mécanique des composites fabriqués et leur cinétique d'endommagement sont décrits et expliqués qualitativement à partir de l'allure des courbes

contraintes-déformations, des résultats d'émission acoustique, et des observations microscopiques réalisées sur une tranche des éprouvettes. L'influence des paramètres de conception (matériaux fibre et matrice, et taux de compaction) et de l'endommagement sont aussi dégagées. En revanche, seules les variations du module élastique initial en fonction de l'endommagement du matériau sont regardées plus en détail, pour garder une cohérence vis-à-vis du travail réalisé dans la partie numérique de ce manuscrit (étude linéaire élastique), et vis-à-vis des objectifs fixés (une étude préliminaire à une vaste campagne de validation). Ces essais et leur multi-instrumentation représentent en effet un ensemble important de données, dont l'exploitation s'étend bien au-delà de ce qui est rapporté dans ce chapitre (régime non-linéaire, rupture du composite, etc.), et est encore actuellement menée par l'équipe expérimentale de l'Onera.

6.4 Résultats de la campagne d'essais mécaniques

La section 6.4.1 présente les observations de la variabilité de la mésostructure des éprouvettes, réalisées avant les essais mécaniques. Ensuite, la section 6.4.2 regroupe l'ensemble des résultats expérimentaux liées au régime élastique des éprouvettes testées, avant apparition de l'endommagement. La section 6.4.3 regroupe quant à elle l'ensemble des observations et analyses relatives à l'endommagement des composites. Sur la base de tous ces résultats, le comportement mécanique global des éprouvettes de CMO tissé réalisées est décrit et expliqué en fin de section 6.4.3 (section 6.4.3.f). Enfin, l'effet de l'endommagement sur le module élastique des éprouvettes est discuté, en s'aidant d'un modèle d'endommagement uniaxial à variables physiques, volontairement simple, mis en place dans le cadre de cette étude.

6.4.1 Variabilité de la mésostructure

Une fois les éprouvettes découpées, et un chant poli, des observations microscopiques ont été effectuées. Comme l'on pouvait s'y attendre, une certaine variabilité de la mésostructure a été constatée. La Figure 6.9 illustre bien ce point. Le seul paramètre de conception qui diffère les éprouvettes G3-1 et G11-1 est le type de matrice (voir le Tableau 6.3). Des lignes repères, alignées avec les extrémités des torons transverses de l'éprouvette G3-1 (représentées par un point coloré), ont été tracées sur cette figure. L'extrémité du toron le plus à gauche du pli supérieur (bleu) est alignée avec son équivalente dans l'éprouvette G11-1. De cette façon, on peut constater que les deux empilements des plis diffèrent grandement, dans les deux directions du plan des éprouvettes. Dans la troisième direction, en reprenant l'équation (2.1), donnée dans le Chapitre 2 du manuscrit et proposée par Potluri et Sagar, le facteur d'imbrication mesuré sur la photo du chant de l'éprouvette G3-1 est de 0.87, alors que celui de l'éprouvette G11-1 est de 0.82. Ceci montre que l'imbrication des plis est différente dans les deux cas, ce qui a un effet sur la compaction de chacun des plis.

La découpe des tissus ainsi que les différentes manipulations menant à leur mise en place dans le moule RTM entraînent inévitablement une répartition variable des torons au sein du renfort. Ainsi, l'imbrication des plis n'a pu être contrôlée durant la fabrication du composite. Notons que ce paramètre est particulièrement difficile à maîtriser, et demande de suivre une procédure expérimentale délicate à mettre en place [Olave *et al.* 2012]. La variabilité de la mésostructure est donc véritablement subit. De ce fait, il est difficile d'envisager une étude purement expérimentale, ce qui renforce l'intérêt d'une approche mésoscopique avec prise en compte de différentes architectures et imbrications.

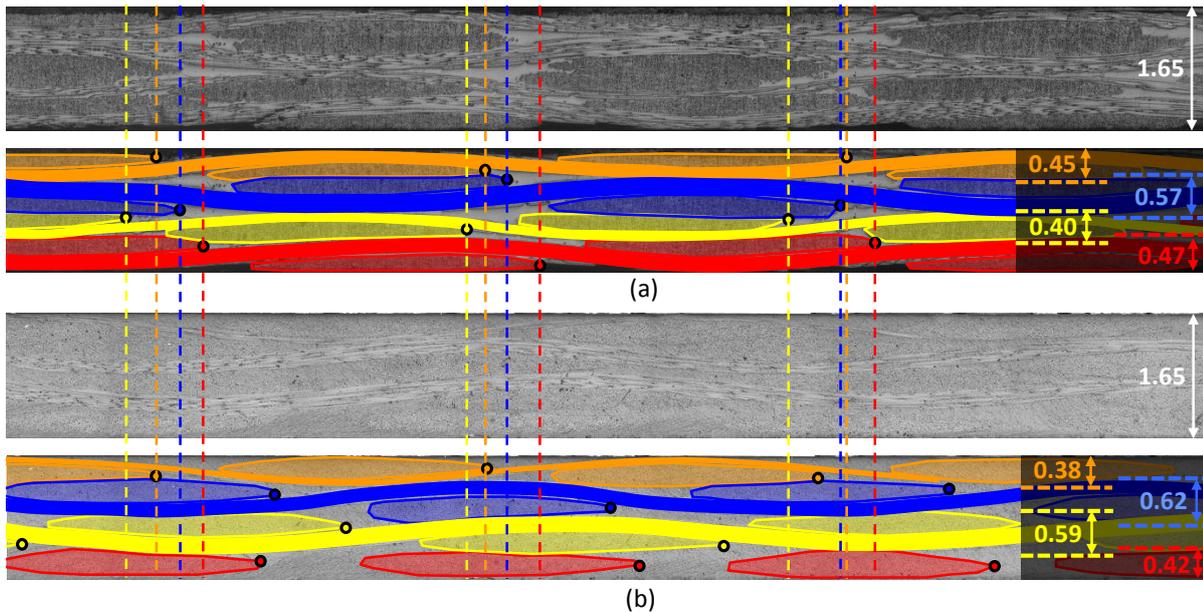


Figure 6.9 : (a) observation microscopique d'un chant de l'éprouvette G3-1, (b) observation microscopique d'un chant de l'éprouvette G11-1. Les valeurs sont données en mm, l'échelle des photos est 1/1000 ; pour les deux cas présentés, l'image du dessous est une colorisation des torons apparents de l'image du dessus, chaque couleur montrant les torons appartenant à un même pli

6.4.2 Calcul et analyse qualitative des modules élastiques initiaux des éprouvettes non endommagées

6.4.2.a Courbes contrainte-déformation, modules élastiques initiaux et contraintes seuils

Le Tableau 6.7 regroupe l'ensemble des modules élastiques initiaux, des incertitudes à 95% et des contraintes seuils des éprouvettes testées. La contrainte où le premier signal acoustique a été reçu (si disponible) est indiquée. Le Tableau 6.6 affiche les moyennes par plaque des modules obtenus. La Figure 6.10 permet de comparer les contraintes seuils entre elles, ainsi que les différents modules initiaux et leur moyenne. Les Figures 6.11 à 6.15 représentent les enveloppes contrainte-déformation (voir 6.3.3.b) des essais de traction réalisés sur les éprouvettes. Elles sont regroupées par plaque. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont aussi tracés. Le comportement mécanique des éprouvettes et l'allure des courbes contrainte-déformation, comprenant l'apparition et l'évolution de leur endommagement, sont expliqués en fin de section 6.4.3, une fois que les résultats relatifs à l'endommagement des composites ont été présentés (section 6.4.3b, c, et d). Notons que certains composites se sont rompus au niveau des mors (uniquement ceux dont la matrice est la LY564), et d'autres n'ont pas été menés jusqu'à la rupture pour servir à d'autres intérêts de l'Onera. Par conséquent, il faut être vigilant quant aux courbes des Figures 6.11 à 6.15 : les valeurs des contraintes et déformations en fin de courbe ne correspondent pas toujours aux contraintes et déformations à rupture. C'est pour cette raison que ces deux propriétés ne sont pas discutées dans cette étude.

Plaque	G3	G7	G8	G9	G11
Module moyen (GPa)	19.16	22.32	21.35	24.15	23.10

Tableau 6.6 : Moyennes des modules obtenus sur les différentes plaques

Caractéristiques principales	Nom de l'éprouvette	Module (GPa)	IC à 95% (GPa)	Contrainte seuil (MPa)	Premier signal acoustique (MPa)
T _f =40% Matrice RTM6 vieillie Traction selon les trames	G3-1	23.29	± 0.180	40.0	6.1
	G3-2	17.10	± 0.394	39.6	11.8
	G3-3	16.84	± 1.160	62.7	27.5
	G3-4	19.40	± 0.282	46.2	27.5
T _f =47% Matrice LY564 Traction selon les trames	G7-1	21.41	± 0.244	81.6	X
	G7-2	23.42	± 0.24	59.7	X
	G7-3	21.18	± 0.136	92.2	X
	G7-4	23.27	± 0.916	51.4	X
T _f =38% Matrice LY564 Traction selon les trames	G8-1	20.54	± 0.348	53.9	X
	G8-2	23.79	± 1.338	16.2	X
	G8-3	20.05	± 0.464	49.0	X
	G8-4	21.02	± 0.382	26.8	X
T _f =47% Matrice RTM6 vieillie Traction selon les chaînes	G9-2	24.17	± 0.556	29.0	X
	G9-3	24.12	± 1.306	27.1	11.4
T _f =47% Matrice RTM6 vieillie Traction selon les trames	G11-1	20.53	± 0.556	37.6	9.3
	G11-2	23.07	± 0.204	38.2	X
	G11-3	25.74	± 0.822	42.8	X
	G11-4	23.06	± 0.672	38.5	16.4

Tableau 6.7 : Modules initiaux, intervalles de confiance, et contraintes seuil obtenues

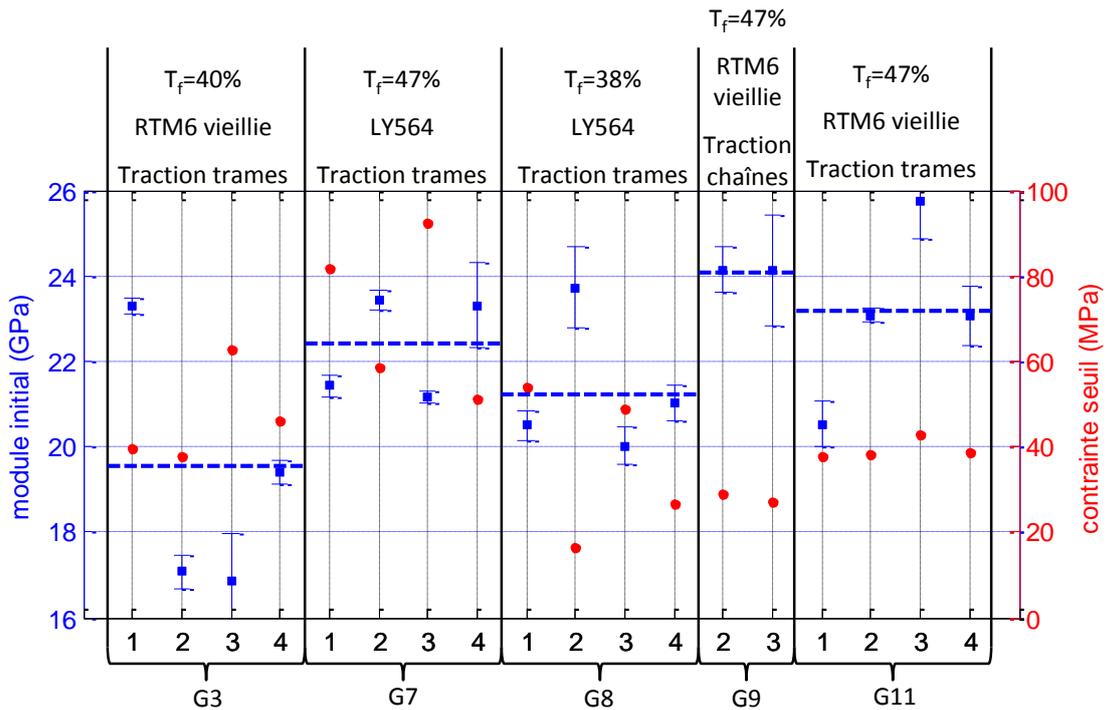


Figure 6.10 : en bleu : modules initiaux et incertitudes. Pour chaque plaque, la moyenne des modules est indiquée par un trait en pointillé ; en rouge : contraintes seuils

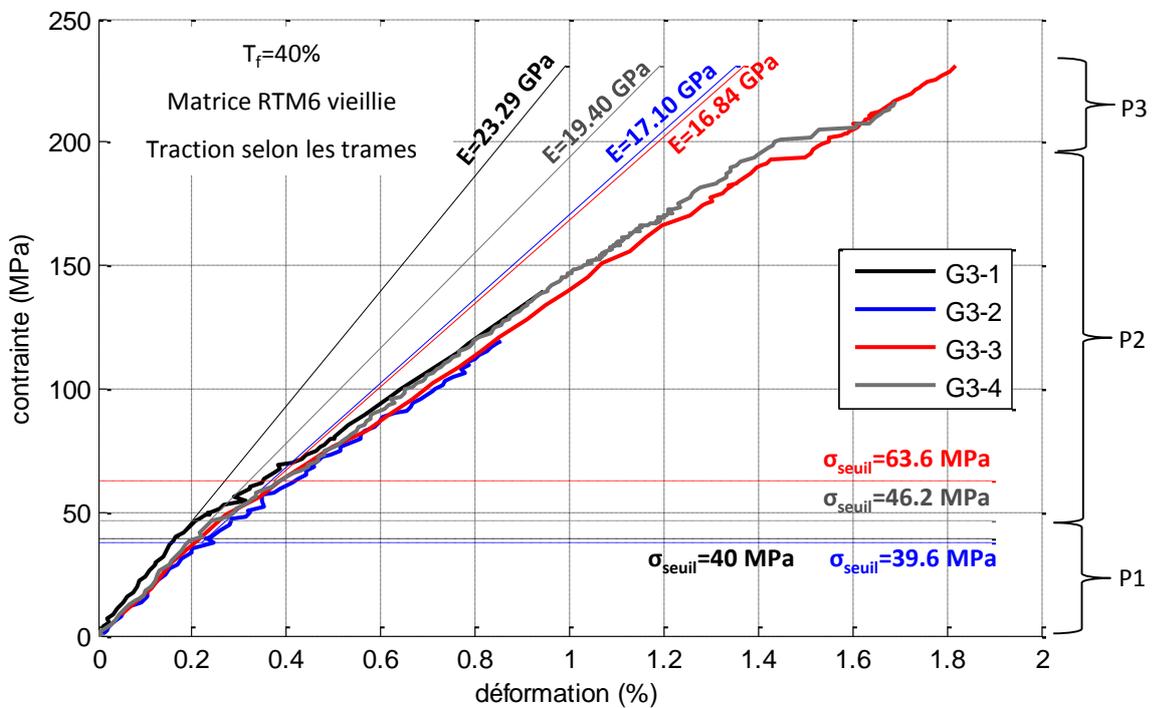


Figure 6.11 : Enveloppes contrainte-déformation des éprouvettes de la plaque G3. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont indiqués. Un glissement au niveau des mors est apparu sur les éprouvettes G3-3 et G3-4, entraînant une décharge, puis une nouvelle charge après application d'un nouveau serrage.

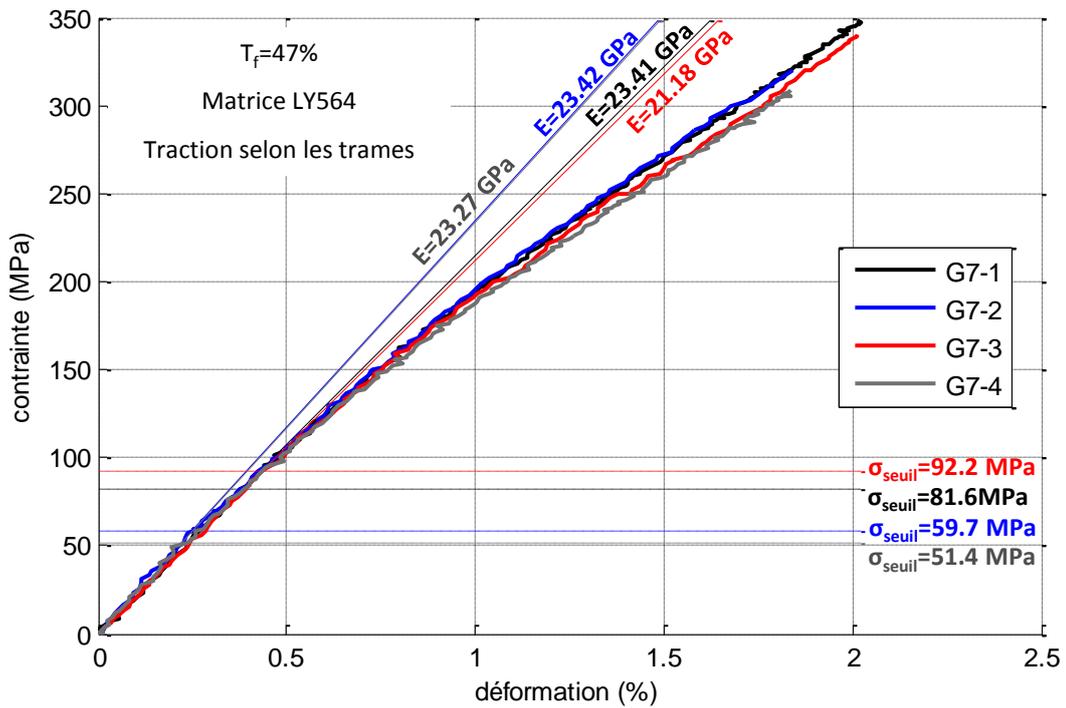


Figure 6.12 : Enveloppes contrainte-déformation des éprouvettes de la plaque G7. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont indiqués

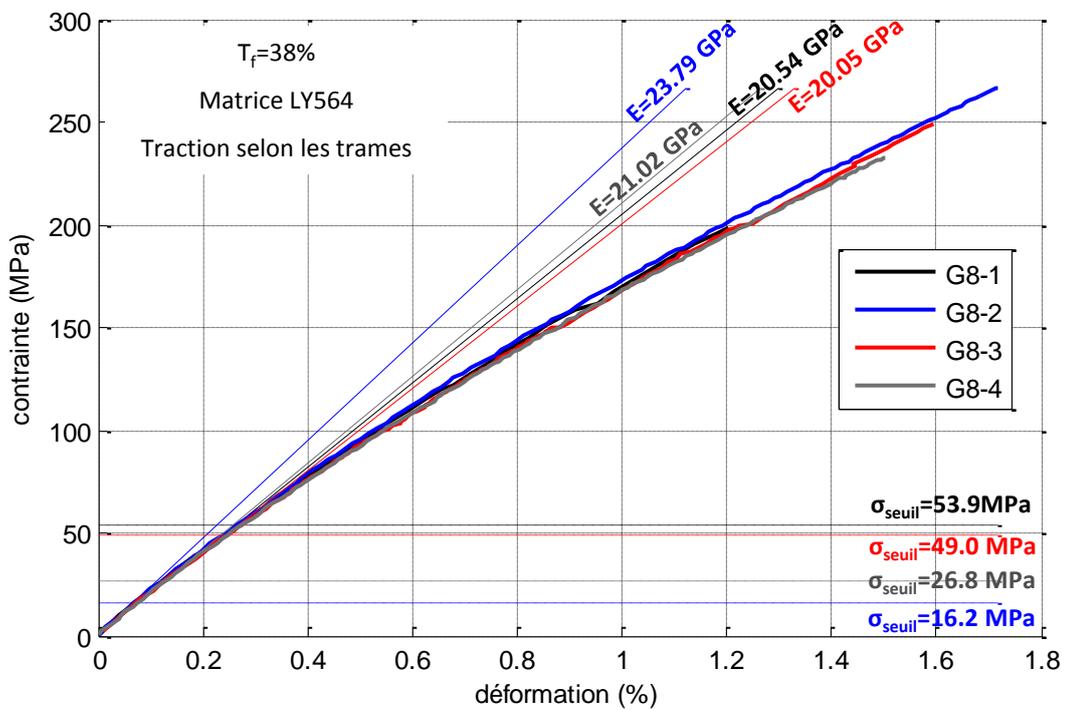


Figure 6.13 : enveloppes contrainte-déformation des éprouvettes de la plaque G8. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont indiqués

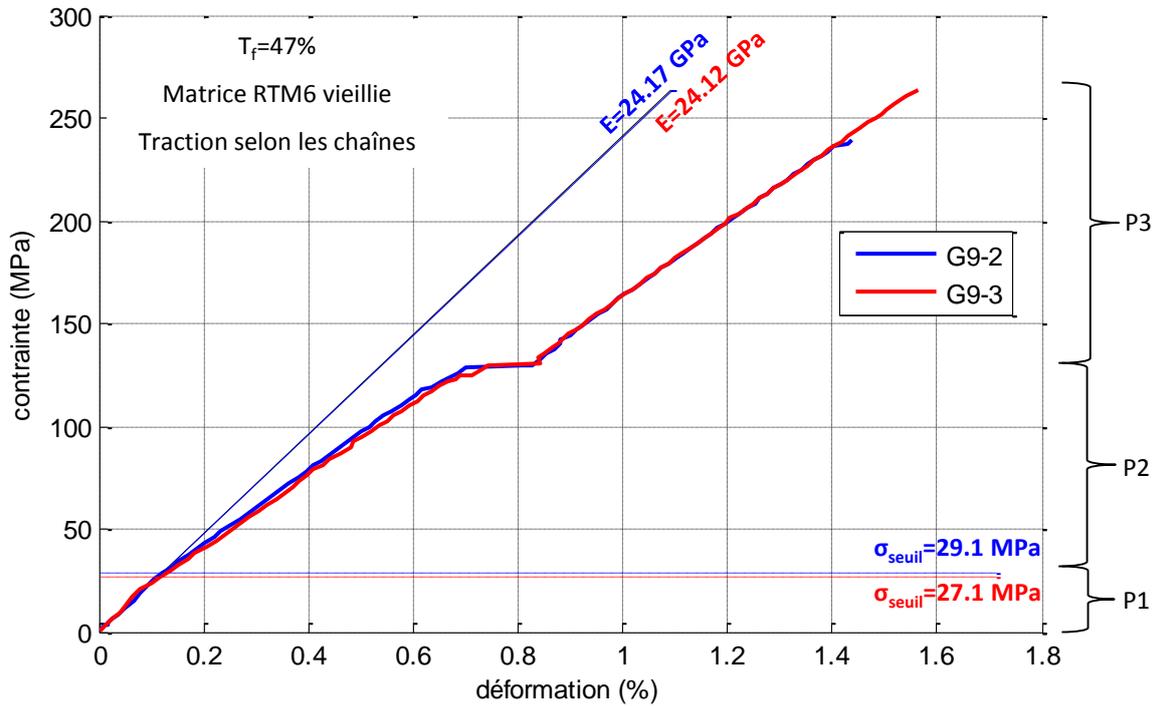


Figure 6.14 : Enveloppes contrainte-déformation des éprouvettes de la plaque G9. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont indiqués

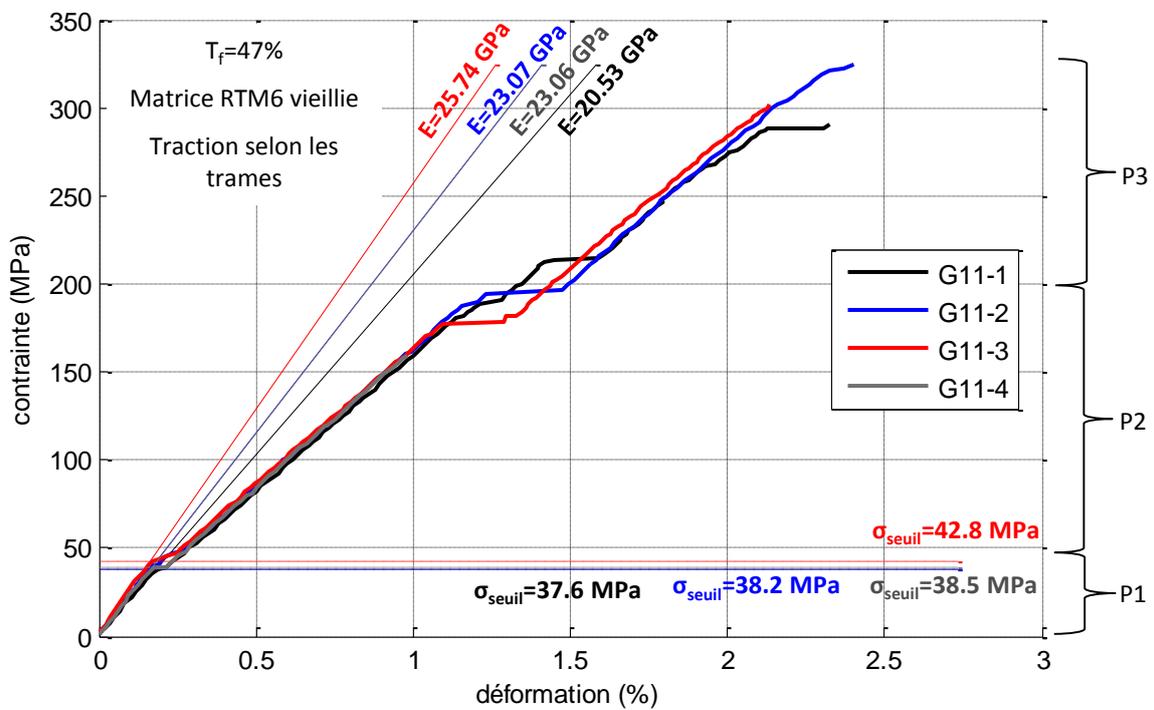


Figure 6.15 : Enveloppes contrainte-déformation des éprouvettes de la plaque G11. Les modules initiaux et les contraintes seuils sont indiqués. L'éprouvette G11-4 n'a pas été mené jusqu'à la rupture à cause de glissements au niveau des mors.

6.4.2.b Dispersions observées au niveau des modules élastiques initiaux, et vérifications effectuées

On constate que les valeurs des modules sont très dispersées au sein de la plupart des plaques, avec des incertitudes relativement faibles, quel que soit le taux de fibres ou la matrice utilisée. Par exemple, l'écart entre les éprouvettes G3-1 et G3-3 (RTM6 vieillie), et entre les éprouvettes G8-2 et G8-3 (LY564) sont respectivement de 27.7% et de 15.7%, ce qui est beaucoup, bien au dessus des erreurs de mesures expérimentales usuellement admises (de l'ordre de 10%). En revanche, une dispersion quasi-nulle est observée sur la plaque G9 (mais seuls deux éprouvettes ont été testées). Une première remise en cause de la technique bootstrap a été envisagée. La méthode expliquée dans la section 6.3.3.b a donc été menée plusieurs fois de façon consécutive, en changeant deux paramètres à chaque fois : le nombre de tirages et le nombre de points piochés aléatoirement. Les résultats obtenus sont quasi-identiques. Une seconde vérification a été faite : les pentes à l'origine des différentes courbes ont été tracées à la main. Cette méthode manque d'objectivité (voir 6.3.3.a), mais elle a tout de même permis de constater que les écarts entre modules calculés par une méthode statistique, ainsi que les valeurs elles-mêmes, se retrouvent bien. Les dispersions observées montrent donc que le composite et son procédé de fabrication présentent de grandes variabilités, comme celles rapportées au niveau de sa mésostructure dans la section 6.4.1, ou celles relatives au procédé d'injection observées par [Akerman 2006]. De plus, il est possible que lors du refroidissement ou du démoulage des fines plaques de composite, quelques micro-endommagements soient apparus (voir 6.2.2.c), modifiant la valeur du module élastique initial.

6.4.2.c Tendances entre les modules élastiques initiaux moyens des plaques

Il est connu que l'augmentation du taux de fibres dans un composite augmente sa rigidité, et il serait normal d'observer cela dans cette étude. Et c'est bien le cas lorsque l'on regarde le Tableau 6.6 et la Figure 6.10 où, à matrice équivalente, le module moyen de la plaque G11 ($T_f=47\%$) est effectivement plus élevé que celui de la plaque G3 ($T_f=40\%$), et le module de la plaque G7 ($T_f=47\%$) est supérieur à celui de la plaque G8 ($T_f=38\%$). Cependant, même si les valeurs moyennes des modules des cinq plaques testées tendent à confirmer l'augmentation de la rigidité du composite avec le taux de fibres, les importantes dispersions constatées au niveau du calcul du module moyen ne permettent pas de conclure.

De même, on peut constater que la rigidité moyenne de la plaque G9 dans le sens chaîne ($T_f=47\%$, RTM6 vieillie) est supérieure de 4.5% par rapport à celle de la plaque G11 dans le sens trames ($T_f=47\%$, RTM6 vieillie). Comme précisé dans le paragraphe 6.2.1.c, 52.4% des fibres de chaque plaque sont des chaînes, et 47.6% sont des trames, à cause du déséquilibre du renfort. Il y a donc 24.6% de fibres dans le sens chaîne de la plaque G9, et 22.4% de fibres dans le sens trames de la plaque G11. Par conséquent, la rigidité légèrement supérieure de la plaque G9 semble tout à fait normale, et pourrait l'influence du déséquilibre du renfort. Mais là aussi, considérant la grande variabilité des modules de la plaque G11, il convient de rester prudent quant à un tel constat.

A taux de fibres identique, le module de la plaque G7 (LY564) est très proche (légèrement inférieur) de celui de la plaque G11 (RTM6 vieillie), seul un écart de 3.5% a été observé. Cet écart a peu de signification lorsque l'on considère les incertitudes et les erreurs de mesures liées à toute campagne expérimentale. En revanche, l'écart entre le module moyen de la plaque G3 ($T_f=40\%$, RTM6 vieillie) et celui de la plaque G8 ($T_f=38\%$, LY564) est bien plus important : la plaque G8 est plus rigide de 11% par rapport à la G3. On pourrait y voir l'influence de la matrice, mais une simple loi des mélanges permet de se rendre compte que son influence sur la rigidité des composites est faible (environ 2MPa). Ainsi, si l'écart entre les moyennes de la plaque G3 et G8 est plus important, la cause se trouve plutôt du côté de la variabilité de la mésostructure des composites, en particulier lorsque l'on voit le module de l'éprouvette G3-1, que du côté de la matrice.

6.4.3 Observation de l'endommagement des composites en fonction du chargement

6.4.3.a Définition de deux densités surfaciques de fissuration transverse

Pour chaque éprouvette testée en traction incrémentale (voir le Tableau 6.5), les fissures visibles (fissures transverses à la direction de chargement) sur la tranche observée avec le microscope ont été comptées et leur longueur a été mesurée à chaque palier de contrainte. La Figure 6.16 montre deux exemples de comptage de fissures transverses et de mesure de leur longueur. Au vu de la complexité des faciès d'endommagement visible sur une tranche de CMO tissé (en particulier avec les éprouvettes à matrice RTM6 vieillie), quelques simplifications ont été effectuées :

- aucune distinction entre fissures matricielles et fissures intra-toron n'a été faite, et une fissure traversant deux torons n'est comptée qu'une seule fois.
- les décohésions toron-toron et toron-matrice n'ont pas été prises en compte dans cette étude, car leur détection est très difficile, localisée autour des torons et non simplement sur une interface entre plis comme pour les stratifiés UD [Huchette 2005].
- les fissures jugées « petites » par l'opérateur (estimation "à l'œil") n'ont pas été prises en compte (la Figure 6.16 montre des exemples de fissures "petites").

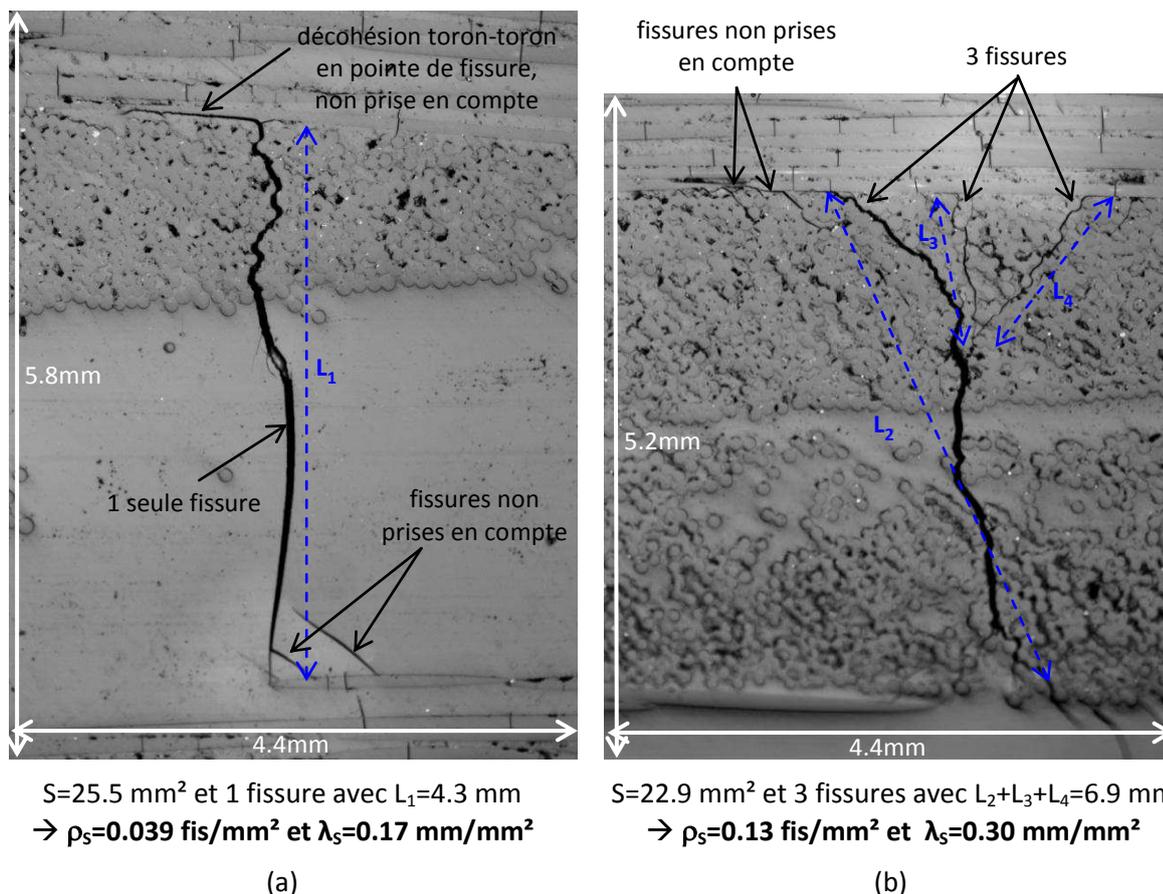


Figure 6.16 : Deux exemples de comptage de fissures, et de mesure de leur longueur. Certaines libertés sont prises au niveau du type de fissures prises en compte.

Le nombre de fissures comptées dépend de la taille de la zone observée, c'est pourquoi il est indispensable de découpler ces deux aspects en revenant à une densité de fissures. Classiquement, dans les composites stratifiés UD, la densité de fissuration transverse est définie comme le rapport

entre le nombre de fissures transverses et la longueur de la zone observée [Huchette 2005]. L'endommagement de ce type de composite étant orienté par la microstructure, géométriquement très simple, une fissure transverse traverse un pli UD selon toute son épaisseur, ce qui rend la compréhension de cette densité intuitive. En revanche, pour les CMO tissés, le faciès d'endommagement a un aspect 3D tortueux, car l'endommagement est lui aussi orienté par la microstructure [El Hage 2006], qui est géométriquement très complexe. Pour garder une formulation simple et intuitive tout en prenant en compte l'aspect 3D du faciès d'endommagement, une analogie avec la densité de fissuration transverse établie pour les composites stratifiés UD a été faite en utilisant l'aire de la surface observée plutôt que sa longueur. Ainsi, deux densités de fissuration ont été définies, sur la base des mesures citées en début de paragraphe. La première, notée ρ_s , correspond au nombre de fissures transverses par unité de surface (fissure/mm²). Elle est définie comme le rapport entre le nombre de fissures transverses comptées sur une tranche et l'aire de la tranche. La seconde, notée λ_s , correspond à la longueur cumulée des fissures transverses par unité de surface (mm/mm²). Elle est définie comme le rapport entre la somme des longueurs des fissures transverses mesurées sur une tranche, et l'aire de la tranche. La Figure 6.16 montre deux exemples de calcul de ces densités.

6.4.3.b Courbes contrainte-temps et observation de l'évolution de l'endommagement

Les Figures 6.17 à 6.22 montrent les courbes contrainte-temps des essais de traction incrémentale (voir Tableau 6.5). Lorsqu'elle est disponible, l'énergie acoustique cumulée est indiquée. A chaque palier de contrainte, une observation microscopique d'une tranche polie de l'éprouvette a permis de visualiser le faciès d'endommagement. Des photos d'une portion de tranche sont positionnées sous les courbes, montrant l'évolution de la densité de fissuration, ou simplement l'état de fissuration à un palier donné (seules les photos les plus intéressantes au niveau de la visibilité de l'endommagement ont été rapportées). A partir des observations microscopiques, les deux densités de fissuration transverse ρ_s et λ_s ont été calculées comme expliqué dans la section précédente 6.4.3.a. Notons que pour quelques paliers de contraintes, ces densités n'ont pu être calculées à cause d'un endommagement trop important (déchaussement de torons transverses, décohésions non différentiables des fissures transverses, voire ruine du matériau). La Figure 6.23 montre les courbes contrainte-temps de deux tractions monotones (G9-3 et G11-1), ainsi que l'émission acoustique cumulée. La Figure 6.24 résume l'ensemble des résultats obtenus au niveau des densités surfaciques de fissuration transverse, en fonction de la contrainte maximale appliquée à l'éprouvette (contrainte au palier sur lequel l'observation a été faite). Le nombre de fissures comptées à chaque palier, leur longueur cumulée ainsi que les densités de fissurations transverses ρ_s et λ_s sont rassemblés dans les Tableaux 6.8 et 6.9, présentés dans la partie suivante 0, avec les modules élastiques initiaux résiduels obtenus à chaque nouvelle montée en charge.

Les résultats montrés dans ce paragraphe sont discutés dans les sections 6.4.3.c, 6.4.3.f et 6.4.3.e. Rappelons que l'objectif ici est d'observer et extraire l'influence de la matrice et de la compaction des composites sur l'état d'endommagement du matériau. Par conséquent, la cinétique de l'endommagement n'a pas été analysée dans cette étude.

Informations sur l'établissement des paliers de contraintes

Les paliers de contraintes des éprouvettes G3-1 (Figure 6.17), G3-2 (Figure 6.18), G11-2 (Figure 6.21) et G11-4 (Figure 6.22) ont été établis à partir des résultats d'émission acoustique des tractions monotones effectués sur les éprouvettes provenant des mêmes plaques (G3-3, G3-4 et G11-1, voir le Tableau 6.5, et la Figure 6.23).

Puisqu'aucun résultat d'émission acoustique n'est disponible pour les tractions des éprouvettes G7-1 et G7-4 (voir explication dans la section 6.3.4), les paliers de la traction incrémentale G7-2 ont été établis à partir des contraintes seuils obtenues avec les tractions monotones (G7-1 : 81.6 MPa, et G7-4 : 51.4 MPa, voir le Tableau 6.5). Huit paliers ont été prévus à $\sigma=[60, 70, 80, 90, 110, 150, 300,$

320] (MPa), mais les observations microscopiques effectuées sur une tranche polie du composite ont permis de constater que l'endommagement n'apparaissait qu'à une contrainte appliquée de plus de 150 MPa. Pour la plaque G7, la contrainte seuil ne donne donc pas une bonne estimation du début de l'endommagement (explication donnée dans la section 6.4.3.e). Toutefois, cet essai de traction incrémentale a permis d'établir un nouvel ensemble de palier de contrainte, commençant à 200 MPa, appliquée à l'éprouvette G7-3 (Figure 6.19), et permettant d'observer l'évolution des densités de fissuration transverse. Puisque seuls deux paliers de contraintes ont endommagés l'éprouvette G7-2, l'évolution de la contrainte dans le temps de la traction incrémentale menée sur ce composite n'est pas affichée dans cette partie.

Les paliers des éprouvettes G8-1 et G8-3 ont été établis à partir des résultats de la technique utilisant les ondes de Lamb (voir 6.3.1). Sept paliers entre 50 et 350 MPa avaient été prévus pour l'éprouvette G8-3, mais le matériau s'est rompu aux mors au palier de 250 MPa. Cette rupture a permis de mieux définir les paliers de l'éprouvette G8-1. Cependant, et pour les mêmes raisons que pour l'éprouvette G7-2, l'évolution de la contrainte dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G8-3 n'est pas affichée dans cette partie.

6.4.3.c Influence de la matrice sur l'endommagement des éprouvettes

La Figure 6.24 montre clairement que deux familles de composites se distinguent au niveau de l'amorçage, puis de l'évolution de l'endommagement. La première famille est constituée des éprouvettes G3-1, G3-2, G11-2 et G11-4, dont le point commun est la matrice RTM6 vieillie. La seconde famille est constituée des éprouvettes G7-2, G7-3, G8-1 et G8-3, fabriquées avec la matrice LY564. L'endommagement des composites de la première famille s'amorce beaucoup plus tôt et évolue beaucoup plus rapidement que celui de la seconde famille. Les deux matrices ont donc une influence indéniable sur l'endommagement du matériau. L'explication vient du comportement même de la matrice. Il avait été remarqué dès la fabrication des plaques que la matrice RTM6 vieillie était étrangement fragile (voir la section 6.2.1.b), ce qui n'était pas le cas de la matrice LY564. Des observations microscopiques sur les composites endommagés ont confirmé cette impression. En effet, on peut voir sur les Figures 6.19 et 6.20, ainsi que sur les photos de la Figure 6.26, que lorsque la matrice est la LY564, aucune fissure n'est détectée dans une zone de matrice pure, les fissures ne s'amorçant que dans les torons transverses (Figure 6.26a), par coalescence des micro décohésions fibre-matrice comme l'a rapporté [Gao *et al.* 1999]. De plus, on constate que des zones sombres apparaissent souvent (mais pas systématiquement) en pointe de fissures, faciès typique d'une plastification locale du matériau (Figure 6.26b et c), et que la fissure peut se propager sous la forme d'une décohésion toron transverse-toron longitudinal. Lorsque que deux fissures sont proches (Figure 6.26b), ces zones se rejoignent. Localement, avec l'augmentation de la charge, les fissures s'ouvrent plus largement, les décohésions se propagent, et la plastification locale de la matrice s'intensifie (Figure 6.26c), ce qui guide la coalescence des fissures transverses. En revanche, lorsque la matrice est la RTM6 vieillie, on peut voir sur les Figures 6.16, 6.17, 6.18, 6.21 et 6.22, ainsi que sur le zoom de la Figure 6.25, que les fissures transverses apparaissent autant dans les zones de matrice pure que dans les zones avec des torons, montrant que l'amorçage de l'endommagement est causé par la rupture fragile de la matrice. Un nombre de fissures beaucoup plus important peut donc être généré, ce qui explique les densités de fissuration plus élevée pour la première famille de composite (voir la Figure 6.24). De plus, les fissures traversent toute l'épaisseur d'un pli (zones comprises entre deux torons longitudinaux), et aucune zone de plastification n'a été observée. Des décohésions toron-toron sont aussi présentes.

L'observation de ces deux types d'endommagement permet d'établir un premier constat quant au comportement des deux matrices : la RTM6 vieillie semble être élastique fragile avec une faible résistance, alors que la LY564 est plutôt élastique-plastique avec une haute résistance. Leur caractérisation permettrait de confirmer ces conclusions. Quoiqu'il en soit, leur comportement influe au premier ordre sur l'amorçage et l'évolution de l'endommagement du matériau.

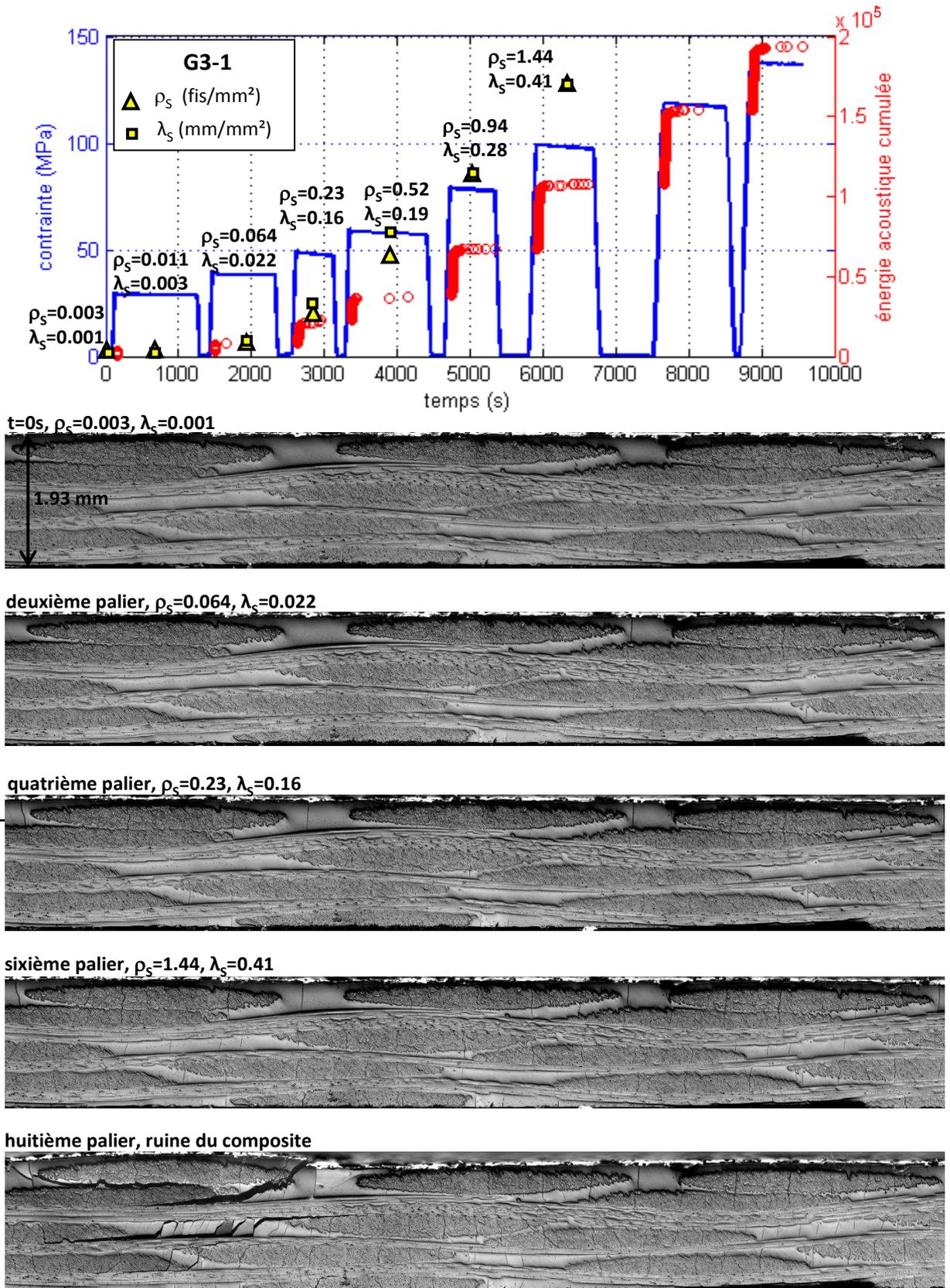


Figure 6.17 : Evolution de la contrainte et de l'énergie cumulée dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G3-1. Pour les paliers de contrainte 1 à 6, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. Les photos montrent l'évolution de l'endommagement sur une portion d'une tranche du composite au cours de l'essai

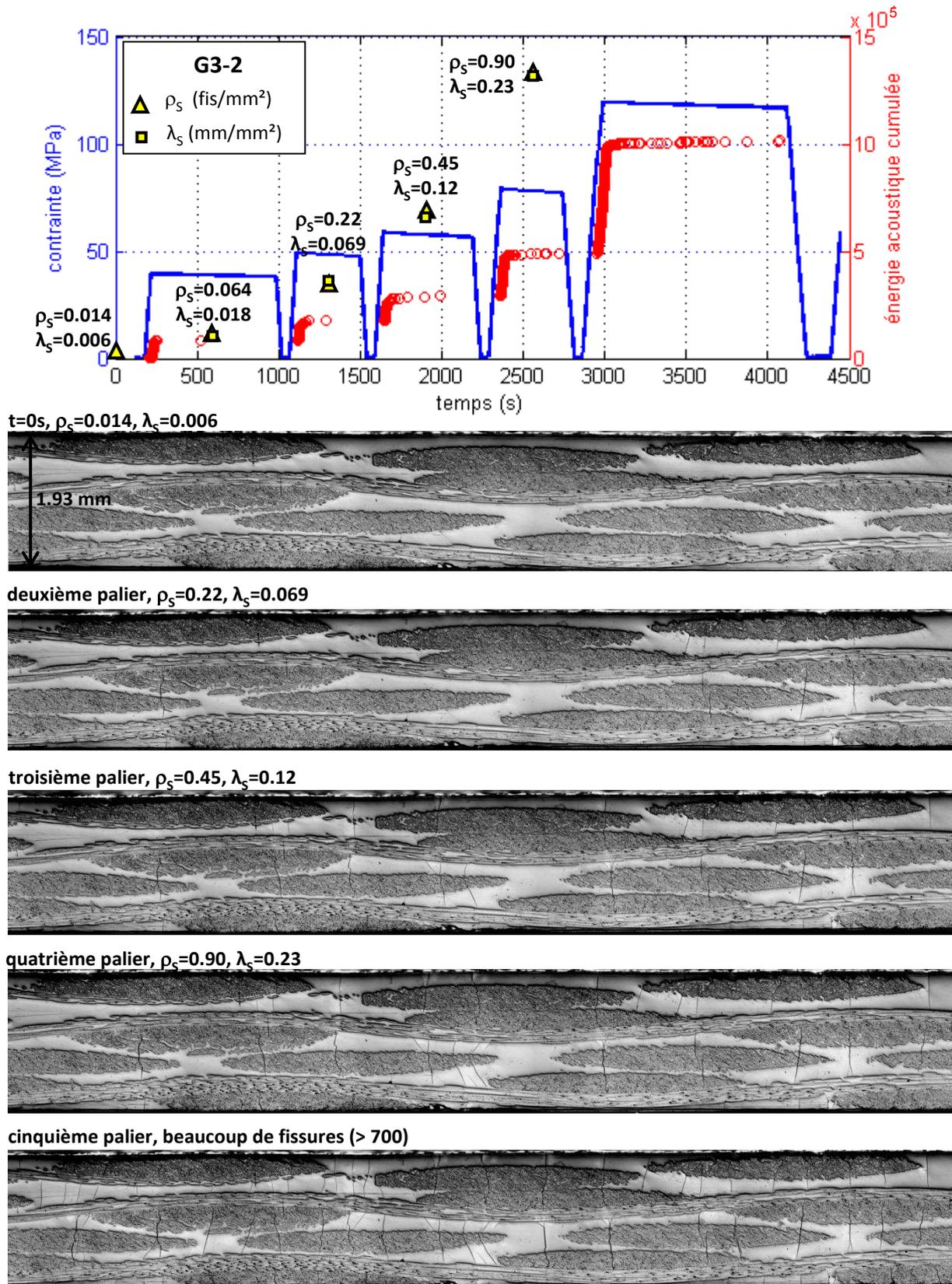


Figure 6.18 : Evolution de la contrainte et de l'énergie cumulée dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G3-2. Pour les paliers de contrainte 1 à 4, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. Les photos montrent l'évolution de l'endommagement sur une portion d'une tranche du composite au cours de l'essai

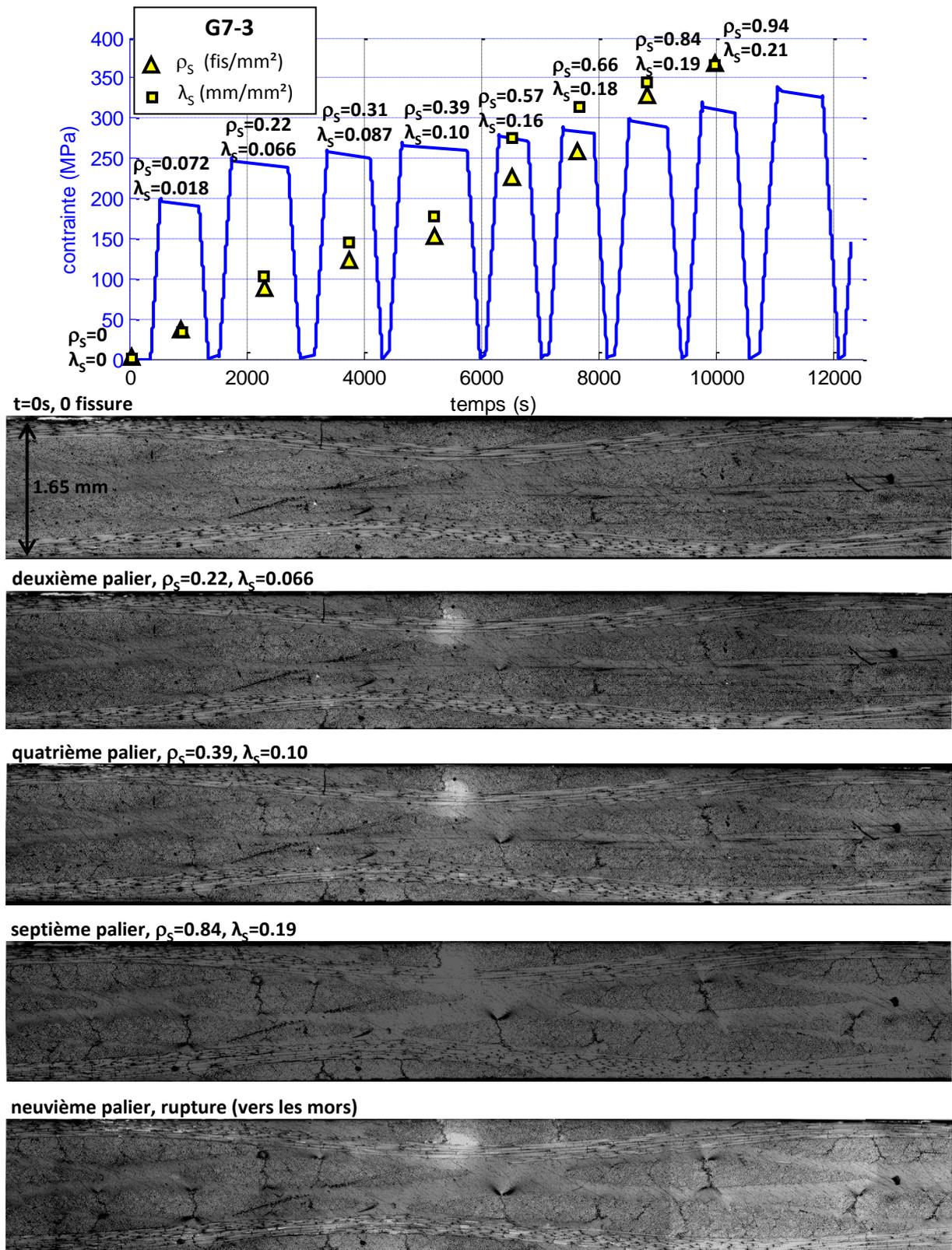


Figure 6.19 : Evolution de la contrainte dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G7-3. Pour les paliers de contrainte 1 à 8, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. Les photos montrent l'évolution de l'endommagement sur une portion d'une tranche du composite au cours de l'essai

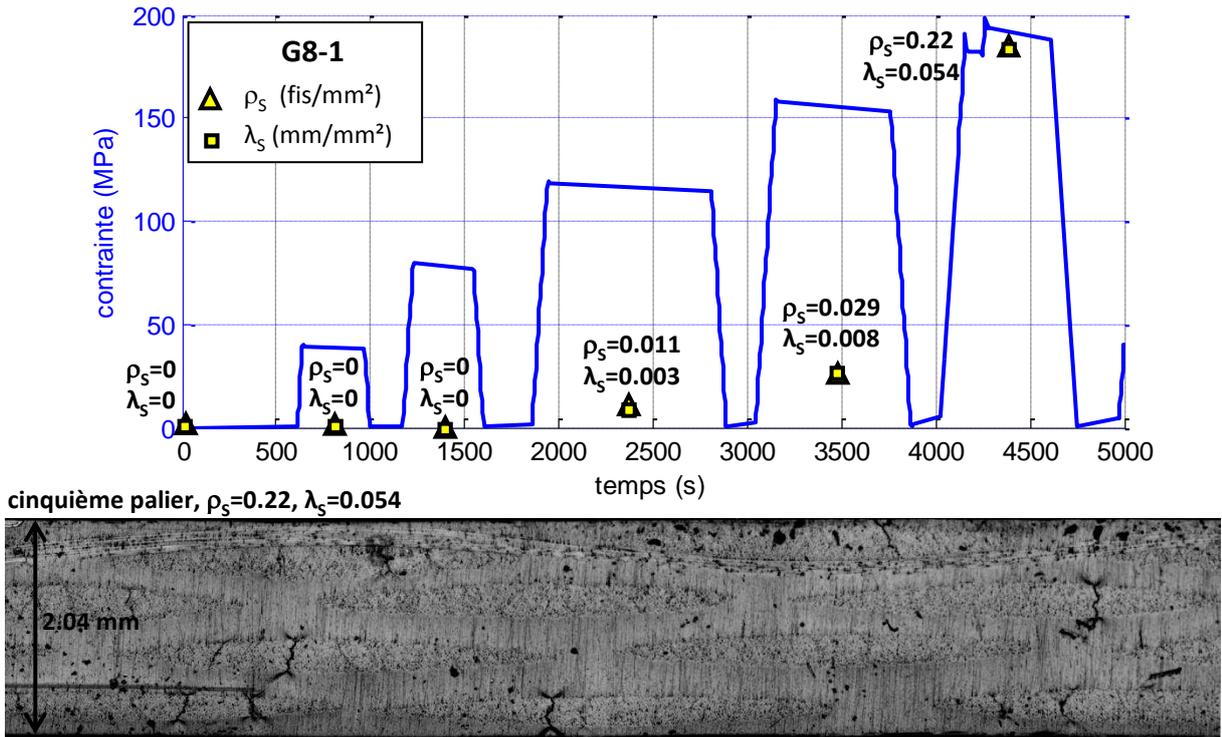


Figure 6.20 : Evolution de la contrainte dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G8-1. A chaque palier de contrainte, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. La photo montre l'état d'une portion d'une tranche du composite au dernier palier

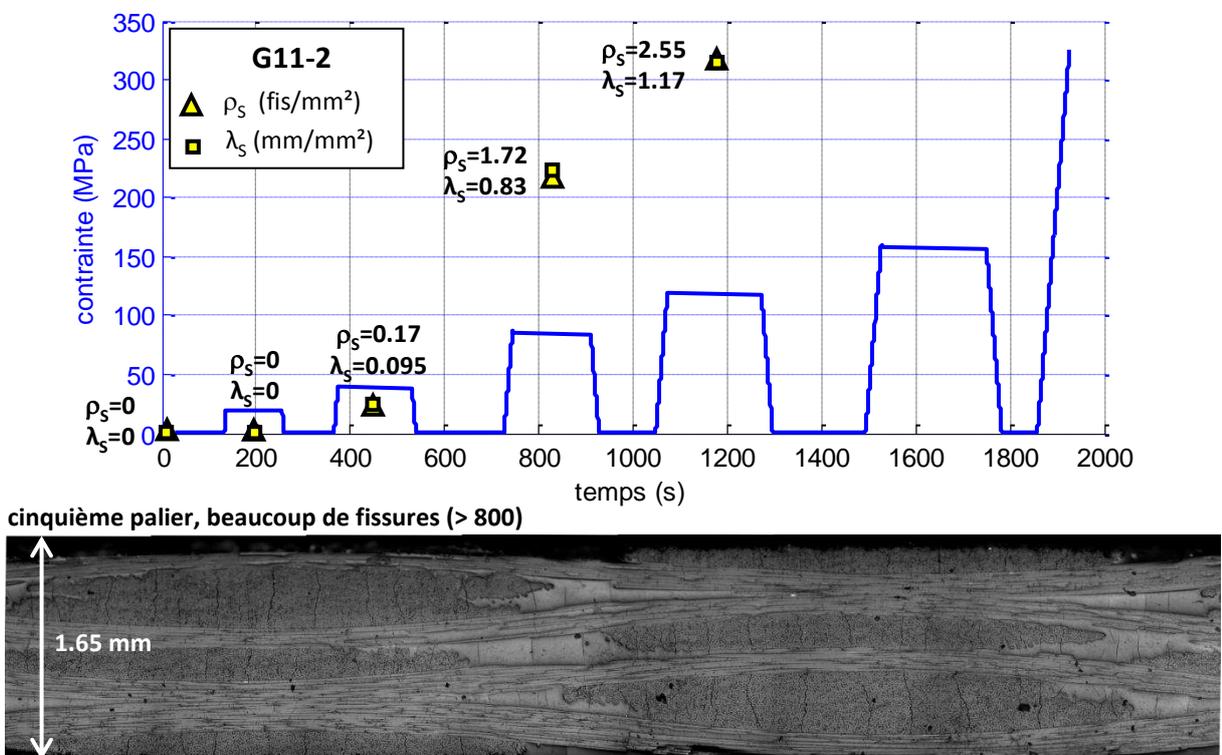


Figure 6.21 : Evolution de la contrainte dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G11-2. Pour les paliers de contrainte 1 à 4, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. La photo montre l'état d'une portion d'une tranche du composite au dernier palier

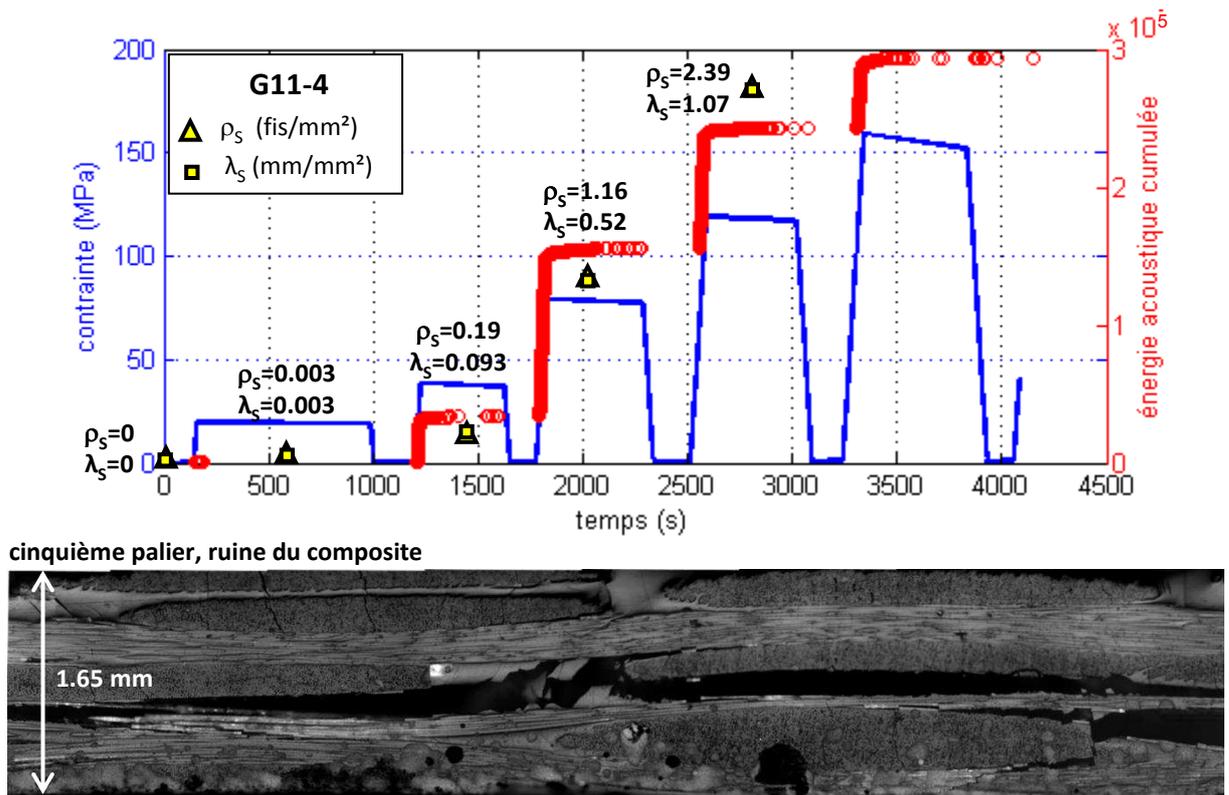


Figure 6.22 : Evolution de la contrainte et de l'énergie cumulée dans le temps de la traction incrémentale menée sur l'éprouvette G11-4. Pour les paliers de contrainte 1 à 4, les densités surfaciques de fissuration et de longueur de fissuration sont affichées. La photo montre l'état du composite avant rupture sur une portion d'une tranche du composite au cours de l'essai

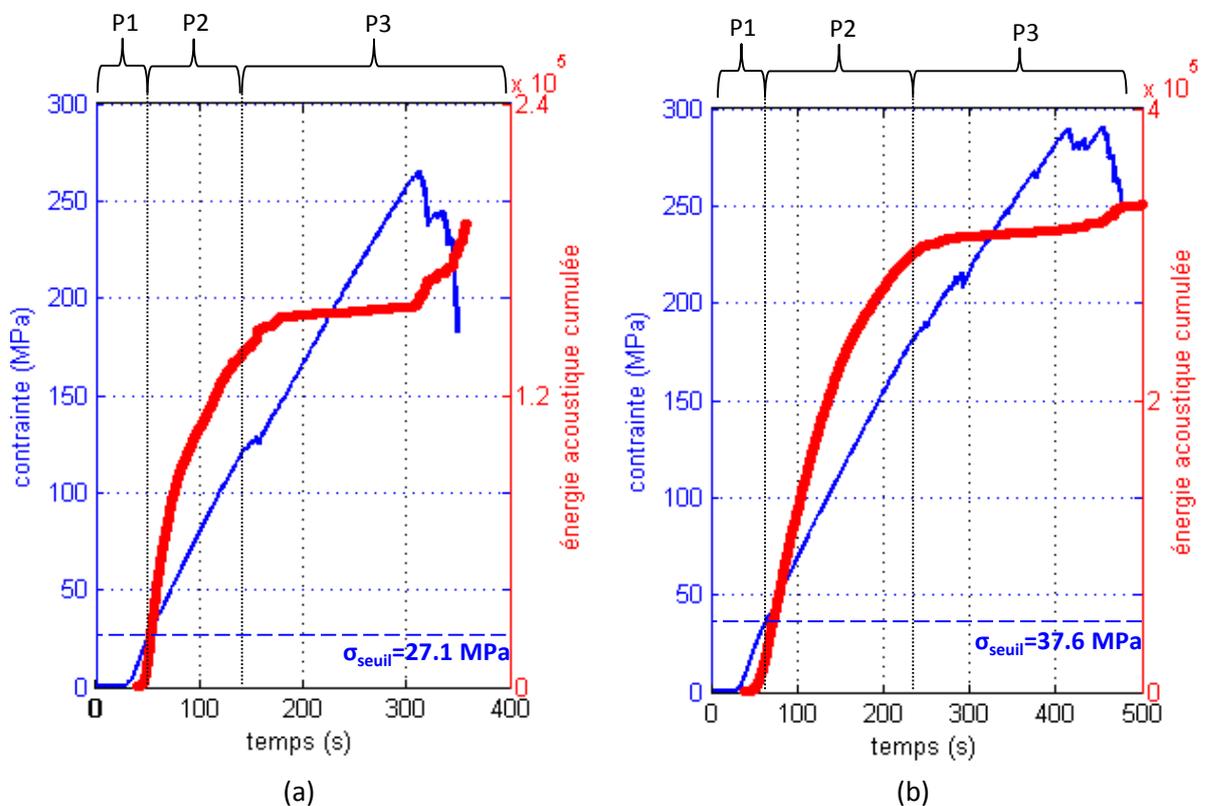


Figure 6.23 : Evolution de la contrainte et de l'énergie cumulée dans le temps des tractions monotones des éprouvettes (a) G9-3, et (b) G11-1

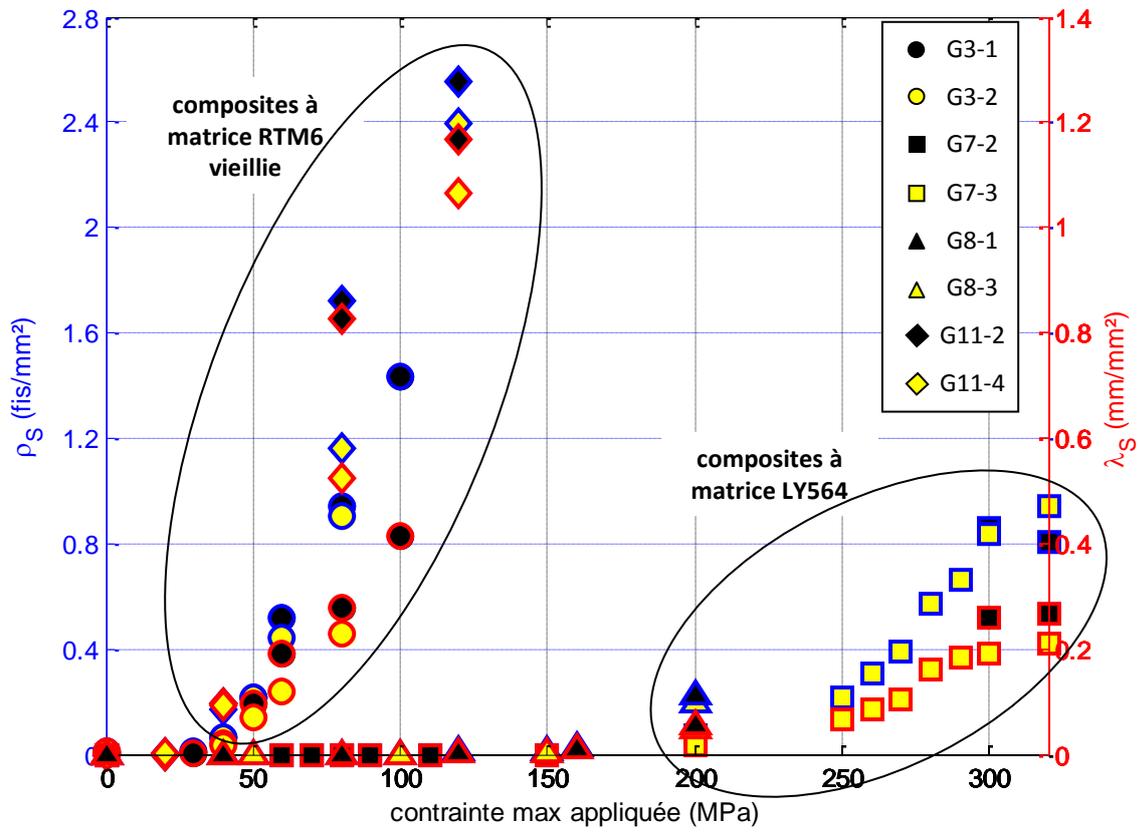


Figure 6.24 : Densités surfaciques de fissuration transverse en fonction de la contrainte max appliquée

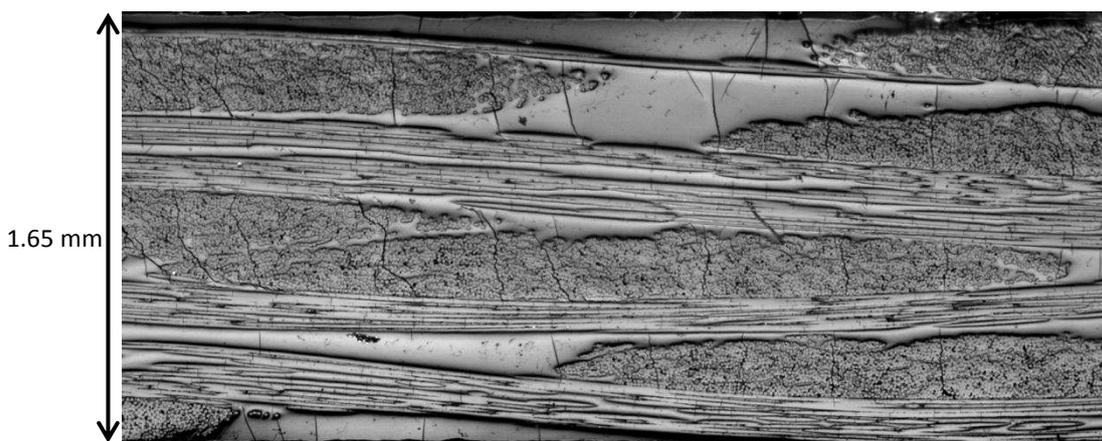


Figure 6.25 : Observation microscopique d'une tranche de l'éprouvette G3-1 à $\sigma=140$ MPa

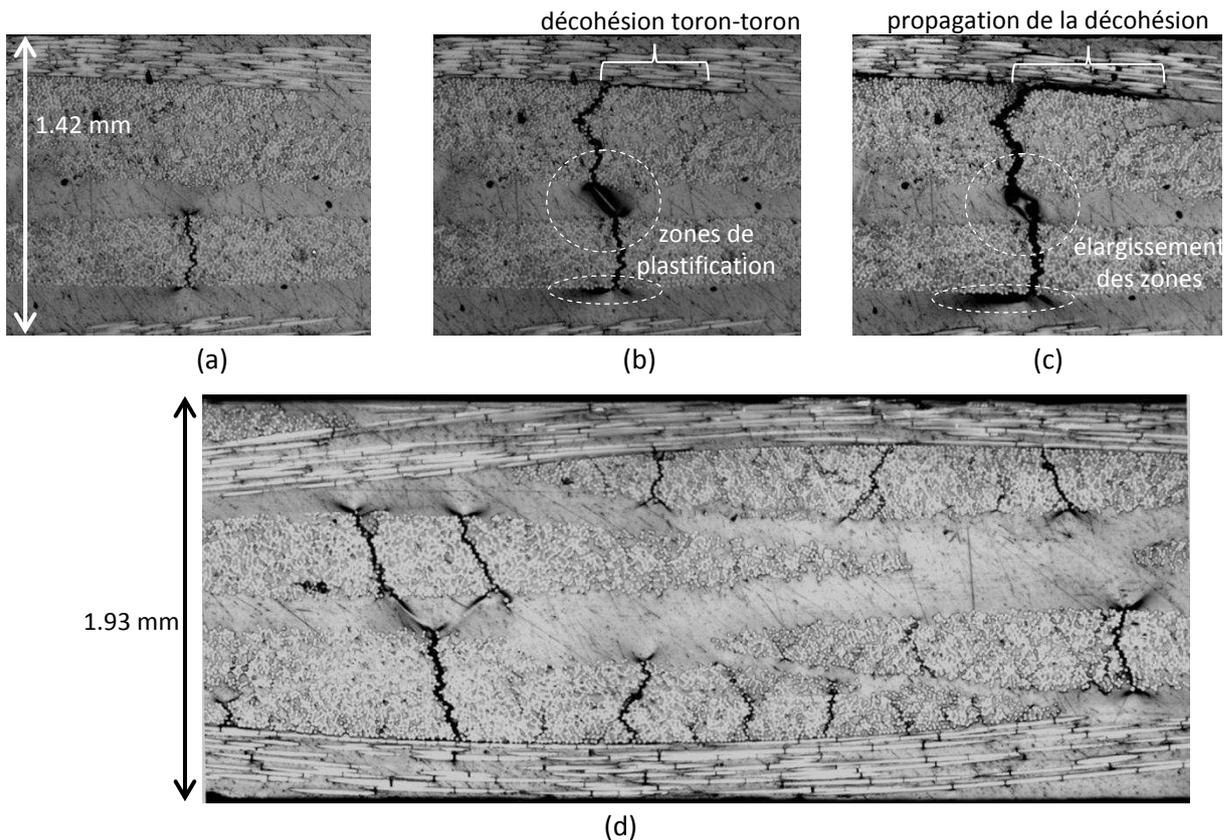


Figure 6.26 : Observations microscopiques d'une tranche de l'éprouvette G7-3 (a) à $\sigma=200$ MPa, (b) à $\sigma=250$ MPa, des zones de plastification apparaissent en pointes de fissures, ainsi qu'une décohésion toron-toron, (c) $\sigma=300$ MPa, les fissures s'ouvrent, les zones de plastification s'élargissent et la décohésion se propage, (d) observation de toute l'épaisseur à $\sigma=300$ MPa

6.4.3.d Influence de la compaction sur l'endommagement des éprouvettes

L'influence de la matrice sur l'endommagement du composite est telle qu'aucune comparaison entre les densités de fissuration des composites de la première famille, et celles des composites de la seconde famille n'est possible. Au niveau des composites de la première famille, les résultats présentés sur la Figure 6.24 montrent que les densités de fissuration de la plaque G11 sont plus élevées que celles de la plaque G3. La plaque G11 étant plus compactée que la plaque G3, la compaction semble favoriser l'apparition de l'endommagement. Au niveau des composites de la seconde famille, c'est l'effet inverse qui peut être observé, avec (uniquement visible à 200 MPa) une densité de fissuration plus importante dans la plaque G8 (moins compactée) que dans la plaque G7. De plus, on observe un début d'endommagement entre 150 et 200 MPa pour les éprouvettes de la plaque G7 (Figure 6.19), alors que l'endommagement apparaît plutôt entre 80 et 120 MPa pour les éprouvettes de la plaque G8 (Figure 6.20), ce qui laisse penser que plus un composite est compacté, et plus il s'endommage à une contrainte élevée. On peut donc difficilement conclure sur l'impact de la compaction, il faudrait pour cela un nombre plus important d'essais.

6.4.3.e Discussion sur la contrainte seuil

Rappelons que la contrainte seuil a été définie dans la section 6.3.3.b comme la contrainte à partir de laquelle le module initial décroît, la décroissance restant intrinsèquement liée à la méthode bootstrap utilisée. Cependant, comme l'on pouvait s'y attendre et à la vue des résultats obtenus, cette contrainte seuil n'est pas dénuée de sens physique. Sur le Tableau 6.7, on peut voir que pour les essais où les résultats d'émission acoustique sont disponibles, la contrainte où le premier signal acoustique est perçu est systématiquement en dessous de la contrainte seuil. Aucun résultat

d'émission acoustique n'étant disponible pour toutes les éprouvettes à matrice LY564, on peut au moins en déduire que pour les éprouvettes à matrice RTM6 vieillie, l'une des causes de la décroissance du module, au sens de la méthode bootstrap, est l'endommagement du matériau. Pour ces éprouvettes, la contrainte seuil n'est pas représentative du début de l'endommagement, mais bien du niveau de contrainte à partir duquel l'endommagement a un effet non négligeable sur le module élastique.

A défaut d'avoir des résultats d'émission acoustique pour les éprouvettes de la seconde famille (matrice LY564), les résultats des Figures 6.19 et 6.20, ainsi que les observations menées sur les éprouvettes G7-2 et G8-3 aux paliers de contraintes (non affichées dans cette partie), permettent de voir qu'à une charge égale à la contrainte seuil calculée (voir Tableau 6.7), aucun n'endommagement n'est observé sur les tranches des composites. La décroissance des modules, au sens de la méthode bootstrap, n'est donc pas liée à l'endommagement du matériau. La forme des courbes contrainte-déformation des Figures 6.12 et 6.13 étant typique d'un comportement viscoélastique ou viscoplastique, la contrainte seuil des composites de la seconde famille indique donc, pour ces éprouvettes, le niveau de contrainte à partir duquel les effets visqueux ont un effet non négligeable sur le calcul du module élastique. D'autres essais réalisés à différentes vitesses de traction seraient intéressants pour confirmer ce point.

6.4.3.f Comportement mécanique des éprouvettes et influence de la matrice

Les composites de la première famille (G3, G9 et G11) ont un comportement bien particulier, que l'on retrouve difficilement dans la littérature. En effet, le comportement des CMO tissés 2D est connu comme étant linéaire élastique fragile (voir la section 1.2.5). Hors, la forme des courbes contrainte-déformation peut clairement se découper en trois parties, indiquées à droite des Figures 6.11, 6.14 et 6.15 par P1, P2 et P3. Ces trois parties se retrouvent bien sur les courbes de la Figure 6.23, traçant les contraintes et l'énergie acoustique cumulée en fonction du temps pour deux essais de traction monotone effectués sur les éprouvettes G9-3 et G11-1. Ces mêmes courbes ne sont pas indiquées pour les éprouvettes G3-3 et G3-4 car un glissement est intervenu en cours d'essai, demandant une décharge suivie d'une nouvelle charge afin de resserrer les mors, rendant moins lisible les courbes. La première partie P1 correspond au régime élastique du matériau. Les contraintes seuils obtenues permettent bien d'établir la fin de ce régime. La seconde partie P2 est linéaire aussi, avec une pente plus faible que celle de la partie P1. Dans cette partie, le matériau s'endommage de plus en plus. L'endommagement observé est une fissuration de la matrice et des torons transverses à la direction de chargement, avec des microdécohésions associées en pointe de fissures, comme l'ont déjà rapporté [John *et al.* 2001] et [Daggumati *et al.* 2010a] sur des CMO tissés 2D. La partie P2 se termine lorsque les premiers torons longitudinaux se rompent. Ce type d'endommagement se démarque clairement sur les Figures 6.11, 6.14 et 6.15 par une vitesse de déformation très importante et brève, localisée à $\sigma_{p3}=200 \pm 20$ MPa pour les plaques G3 et G11, et à $\sigma_{p3}=130 \pm 2$ MPa pour la plaque G9. L'obtention d'un σ_{p3} relativement similaire à $\pm 10\%$ près pour les plaques G3 et G11, et plus faible pour la plaque G9, laisse penser que la compaction (et donc le taux de fibres) joue peu par rapport au volume (ou nombre) de fibres longitudinales présentes dans le composite. En effet, le renfort des plaques G3 et G11 étant orienté selon la même direction (la direction des trames), le volume de fibres longitudinales est identique, alors que le renfort de la plaque G9 est orienté selon les chaînes, direction présentant un volume de fibres plus faible. Plus d'essais sont nécessaires pour confirmer ce point. La partie P3 commence une fois σ_{p3} franchie. A partir de ce point, le comportement des plaques G3, G9 et G11 est aussi linéaire jusqu'à la rupture du matériau (voir photos de la Figure 6.27), d'une pente identique à celle de la partie P2. En revanche, comme le montre la Figure 6.23, l'émission acoustique est presque nulle (énergie cumulée quasi-constante), montrant que l'endommagement des éprouvettes est arrivé à saturation, seule les torons longitudinaux tiennent la charge.

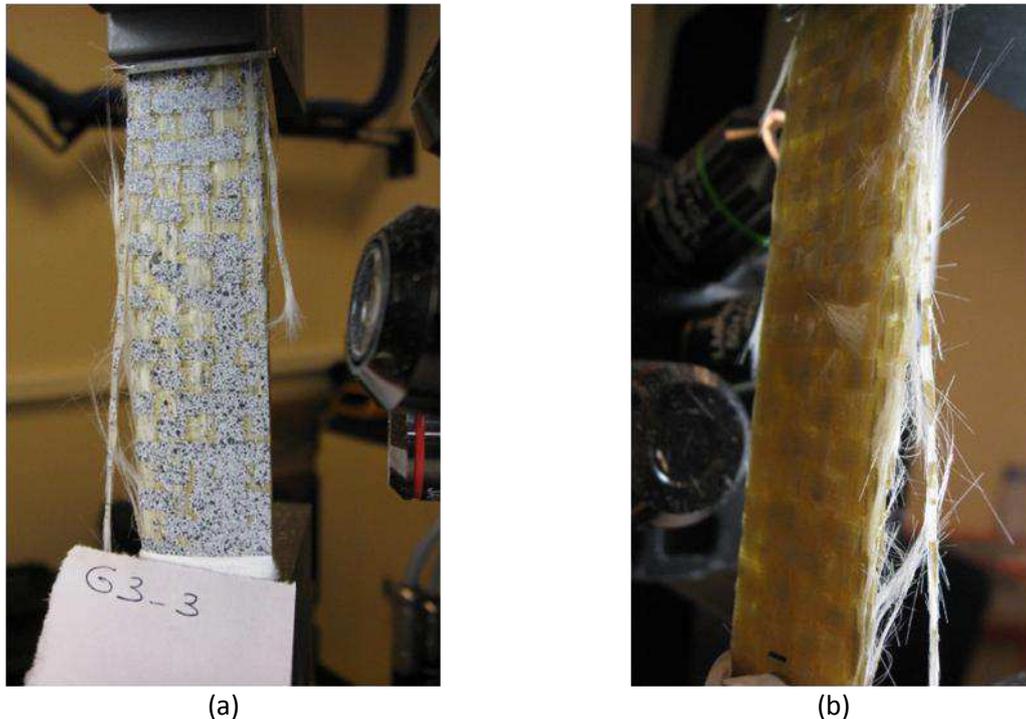


Figure 6.27 : Eprouvettes G3-3 après rupture, (a) face avant, (b) face arrière

Les composites de la deuxième famille (G7 et G8) ont un comportement totalement différent. Les courbes des Figures 6.12 et 6.13, sont linéaires jusqu'à la contrainte seuil, puis leur pente décroît lentement et de façon régulière jusqu'à rupture, ce qui ne correspond toujours pas aux observations que l'on peut trouver dans la littérature. Malheureusement, aucune donnée d'émission acoustique n'est disponible pour ces plaques, pour les raisons citées dans la section 6.4.2.a. Comme il l'a été remarqué dans la section 6.4.3.e, et avec les observations des zones de plastification de la matrice (section 6.4.3.c), le comportement mécanique des éprouvettes avec LY564 est élastique-viscoplastique. Ces courbes ne sont composées que de deux parties. La première correspond au régime élastique et se termine lorsque la contrainte seuil est atteinte. Aucun endommagement n'est présent dans le matériau, ce sont les effets visqueux de la matrice qui mettent fin à ce régime (voir la section 6.4.3.e). La seconde partie correspond au régime viscoplastique. L'endommagement apparaît dans cette partie, accompagné d'une plastification locale de la matrice en pointe de fissure. Aucune discontinuité brutale de la courbe contrainte-déformation ne permet d'identifier le début de l'endommagement du matériau.

6.4.3.g Bilan

Bien que le comportement en traction uniaxiale des composites fabriqués semble atypique par rapport à celui classiquement rapporté dans la littérature pour des CMO tissés 2D (voir section 1.2.5), les faciès d'endommagement et les densités de fissuration générés au sein des éprouvettes restent très intéressants pour cette étude. En effet, l'objectif est de cerner les difficultés relatives d'une part à la fabrication de CMO tissés 2D fins, et d'autre part à l'identification des influences de paramètres de conception (compaction, matrice) et de l'endommagement sur le comportement du composite, et particulièrement sur les modules élastiques initiaux. Hors, il a été clairement identifié qu'en fonction de la matrice utilisée (LY564 ou RTM6 vieillie), l'endommagement généré dans le composite est radicalement différent. Il est donc intéressant d'essayer de voir si on est capable de retrouver cette différence au niveau de l'effet de l'endommagement sur les modules élastiques initiaux des éprouvettes. C'est le sujet de la section suivante.

6.4.4 Effet de l'endommagement sur les modules élastiques initiaux

6.4.4.a Modules élastiques initiaux endommagés : résultats obtenus

Les Tableaux 6.8 et 6.9 rassemblent l'ensemble des résultats liés aux essais de traction incrémentale réalisées dans le cadre de cette étude. Le nombre de fissures comptées sur une tranche polie de l'éprouvette, leur longueur mesurée cumulée, les densités de fissuration transverse ρ_s et λ_s , ainsi que les modules élastiques initiaux résiduels obtenus à chaque nouvelle montée en charge, et l'intervalle de confiance à 95%, sont indiqués pour chaque éprouvette et pour chaque contrainte maximale appliquée (contraintes au paliers). Les modules résiduels et les intervalles de confiance ont été calculés par la méthode bootstrap présentée dans la section 6.3.3.b, en prenant, pour toutes les montées en charge de la même éprouvette, la contrainte seuil obtenue lors de la première montée, rapportée dans le Tableau 6.7.

6.4.4.b Mise en place d'un modèle d'endommagement uniaxial à variables physiques

Afin d'analyser les résultats obtenus, un modèle d'endommagement simple à variables physiques est proposé ici, dont les paramètres ont été identifiés pour chaque éprouvette à partir des essais. L'avantage ici est de faciliter la visualisation des résultats tout en vérifiant si toutes les mesures de chute de modules peuvent obéir à une même loi. Un autre avantage est d'obtenir une fonction continue qu'il sera possible de retracer sur les résultats discrets de la chaîne de calcul, en vue de sa validation.

Le modèle proposé est uniaxial afin qu'il réponde facilement et qualitativement aux objectifs fixés. Sa formulation s'inspire des modèles plus sophistiqués développés à l'Onera pour les matériaux composites stratifiés UD [Laurin 2005], ou pour les tissés [Marcin 2009], et s'écrit comme suit :

$$E(d) = \frac{E_0}{(1+d)} \quad (6.2)$$

avec E_0 le module élastique initial du matériau sain, et d une variable d'endommagement que l'on peut relier aux variables physiques proposées dans cette étude (densité surfacique de fissuration transverse), s'exprimant en fonction du chargement par :

$$d = d_c \cdot (1 - \exp(-\left\langle \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_c} \right\rangle_+^n)) \quad (6.3)$$

avec n et σ_c deux variables de contrôle de l'évolution de l'endommagement, d_c la valeur à saturation de l'endommagement, et σ_0 le seuil d'endommagement en contrainte du matériau. La partie positive $\left\langle \sigma - \sigma_0 \right\rangle_+$ est introduite pour ne faire évoluer d qu'à partir d'une contrainte supérieure au seuil d'endommagement. De plus, la véritable valeur de σ est le maximum des contraintes atteint au point où d est calculée, ce qui est important pour que d ne puisse pas diminuer lors des décharges.

Ensuite, afin de faire un lien au travers de cette cinétique d'endommagement entre les mesures mécaniques (σ/ε) et les observations de fissures, on définit, à un facteur d'échelle près, les deux densités surfaciques de fissuration transverse en fonction de d (voir 6.4.3.a) :

$$\rho_s = \alpha_\rho \cdot d \quad (6.4)$$

$$\lambda_s = \alpha_\lambda \cdot d \quad (6.5)$$

avec α_ρ et α_λ les deux facteurs d'échelle.

Les Figures 6.28 à 6.33 présentent les résultats obtenus. Pour chaque éprouvette, les résultats expérimentaux (modules et variables d'endommagement) sont représentés sur deux courbes en fonction du chargement appliquée, et sont comparés au modèle. Les variables d'endommagement représentées sur la courbe de droite correspondent aux deux densités de fissuration transverse, divisées par leur facteur d'échelle respectifs, selon les Equations (6.4) et (6.5), afin de pouvoir les relier au modèle d'endommagement. Un tableau rassemblant les valeurs des différents paramètres du modèle et des facteurs d'échelle, identifiés sur chaque courbe, est affiché en bas de chaque figure. Les résultats liés aux éprouvettes G7-2 et G8-3 ne sont pas traités dans cette partie. En effet, comme précisé dans la section 6.4.3.b, seuls deux paliers ont générés de l'endommagement pour ces éprouvettes. Par conséquent, les variables du modèle peuvent être définies de façon beaucoup trop arbitraires pour être intéressantes.

6.4.4.c Influence de l'endommagement

Les incertitudes de mesures sont globalement toutes inférieures à $\pm 9\%$ de la valeur du module, avec une majorité inférieure à $\pm 5\%$, et une seule incertitude à $\pm 20\%$ (éprouvette G11-4, peu de points ont été enregistrés lors de la seconde montée). Ces incertitudes restent donc raisonnables.

Les décroissances de modules obtenues sur les éprouvettes à matrice RTM6 vieillie sont beaucoup plus importantes que celles obtenues avec les éprouvettes à matrice LY564. Sur les Tableaux 6.8 et 6.9, les valeurs des modules montrent qu'ils décroissent de 13% (G3-2) à 30% (G3-1) avec la matrice RTM6 vieillie, pour une contrainte appliquée comprise entre 120 MPa (G3) et 160 MPa (G11), alors qu'avec la LY564, les pertes de module sont seulement comprises entre 2% (G8-1) et 7% (G7-3), pour une contrainte appliquée comprise entre 200 MPa (G8) et 320 MPa (G7). Ce point était prévisible, et il est rassurant de le vérifier. En effet, comme nous pouvions le constater sur la Figure 6.24, les éprouvettes à matrice RTM6 vieillie sont beaucoup plus endommagées que les autres éprouvettes, ce qui explique l'influence plus forte de l'endommagement.

Au niveau du modèle d'endommagement simplifié, les Figures 6.28 à 6.33 montrent que l'évolution des modules peut suivre une même loi, au jeu de paramètre près. Cependant, ce sont les résultats relatifs aux éprouvettes à matrice RTM6 vieillie qui sont les plus éloquentes, grâce à l'évolution plus importante de l'endommagement au sein de ces matériaux. Les essais menés sur les éprouvettes G7-2, G8-1 et G8-4 sont clairement insuffisants au niveau de l'endommagement pour essayer d'établir une corrélation entre modèle et résultats expérimentaux. Le lissage des points par l'utilisation du modèle permet de mettre en valeur l'influence de la matrice sur l'endommagement du matériau. En effet, on peut constater que pour les éprouvettes à matrice RTM6 vieillie, la valeur de la variable d'endommagement à saturation d_c est entre 3 et 8 fois supérieure à celle des éprouvettes à matrice LY564, et que leur seuil d'endommagement σ_0 est nettement inférieur, entre 30 et 40 MPa avec la RTM6 vieillie et entre 110 et 200 MPa avec la LY564. Ces résultats confirment les observations réalisées dans la partie 6.4.3, où il avait été constaté que les composites à matrice RTM6 vieillie s'endommageaient plus tôt et de façon plus importante.

Remarque : il aurait été intéressant de fixer des paliers plus hauts pour les éprouvettes des plaques G7 et G8, afin de plus les endommager. Mais toutes les tentatives pour augmenter le niveau des paliers de contraintes ont conduit soit à du glissement entre les mors, soit à de la rupture entre les mors.

Eprouvette	Contrainte max (Mpa)	Nombre fissures	ρ_s (fissures/mm ²)	Longueur cumulée des fissures (mm)	λ_s (mm/mm ²)	Module (Gpa)	IC à 95% (GPa)
G3-1 8 paliers	0	1	0.003	0.20	0.001	23.28	± 0.36
	30	4	0.011	0.98	0.003	22.39	± 0.80
	40	23	0.064	7.73	0.022	22.65	± 0.89
	50	76	0.21	35.0	0.10	21.38	± 0.92
	60	186	0.52	67.9	0.19	20.15	± 0.75
	80	336	0.94	99.0	0.28	18.15	± 1.45
	100	513	1.44	147.8	0.41	16.28	± 0.80
	120		trop de fissures				16.40
	140					pas de montée	
G3-2 6 paliers	0	5	0.014	2.05	0.006	17.07	± 0.77
	40	23	0.064	6.27	0.018	18.22	± 1.22
	50	78	0.22	24.7	0.07	17.20	± 0.48
	60	159	0.45	42.0	0.12	16.06	± 0.75
	80	322	0.90	82.2	0.23	15.92	± 0.46
	120		trop de fissures			14.82	± 0.56
G11-2 5 paliers	0	0	0	0	0	23.08	± 0.36
	20	0	0	0	0	22.15	± 0.98
	40	53	0.17	29.0	0.10	22.13	± 0.22
	80	525	1.72	252.5	0.83	18.23	± 0.19
	120	779	2.55	356.4	1.17	17.74	± 0.12
	160		trop de fissures			17.45	± 0.14
G11-4 5 paliers	0	0	0	0	0	23.07	± 1.36
	20	1	0.003	0.86	0.003	20.77	± 4.10
	40	58	0.19	28.4	0.093	20.67	± 0.38
	80	355	1.16	159.7	0.52	18.39	± 0.42
	120	730	2.39	325.6	1.07	17.97	± 0.21
	160		trop de fissures			16.63	± 0.16

Tableau 6.8 : densités de fissuration transverse, modules élastiques initiaux résiduels et intervalles de confiance à 95% obtenus lors des TI sur les éprouvettes des plaques G3 et G11, à matrice RTM6 vieillie

Echantillon	Contrainte max (Mpa)	Nombre fissures	ρ_s (fissures/mm ²)	Longueur cumulée des fissures (mm)	λ_s (mm/mm ²)	Module (Gpa)	IC à 95% (GPa)
G7-2 8 paliers	0	0	0	0	0	23.42	± 0.46
	60	0	0	0	0	22.68	± 0.84
	70	0	0	0	0	23.36	± 0.50
	80	0	0	0	0	22.95	± 0.75
	90	0	0	0	0	22.96	± 0.60
	110	0	0	0	0	22.71	± 0.62
	150	0	0	0	0	22.90	± 0.58
	300	262	0.86	79.4	0.26	22.96	± 1.87
	320	247	0.81	81.9	0.27	22.07	± 1.93
G7-3 9 paliers	0	0	0	0	0	21.18	± 0.28
	200	22	0.072	5.61	0.018	20.86	± 0.29
	250	66	0.22	20.2	0.066	20.46	± 0.36
	260	94	0.31	26.5	0.087	20.59	± 0.61
	270	118	0.39	32.0	0.10	20.13	± 0.40
	280	175	0.57	49.6	0.16	20.32	± 0.18
	290	201	0.66	56.4	0.18	20.49	± 0.55
	300	256	0.84	57.9	0.19	19.81	± 0.29
	320	288	0.94	63.9	0.21	19.76	± 0.28
	340	rupture aux mors pendant le palier					
G8-1 5 paliers	0	0	0	0	0	20.51	± 0.70
	40	0	0	0	0	20.44	± 0.67
	80	0	0	0	0	20.54	± 0.74
	120	4	0.011	0.96	0.003	20.01	± 0.86
	160	11	0.029	2.97	0.008	20.11	± 1.06
	200	83	0.22	20.3	0.054	20.93	± 1.40
	G8-3 5 paliers	0	0	0	0	0	20.02
50		0	0	0	0	19.87	± 0.26
100		0	0	0	0	19.94	± 0.29
150		5	0.013	1.23	0.003	19.80	± 0.37
200		73	0.19	17.3	0.046	19.50	± 0.54
250		rupture aux mors pendant le palier					

Tableau 6.9 : densités de fissuration transverse, modules élastiques initiaux résiduels et intervalles de confiance à 95% obtenus lors des TI sur les éprouvettes des plaques G7 et G8, à matrice LY564

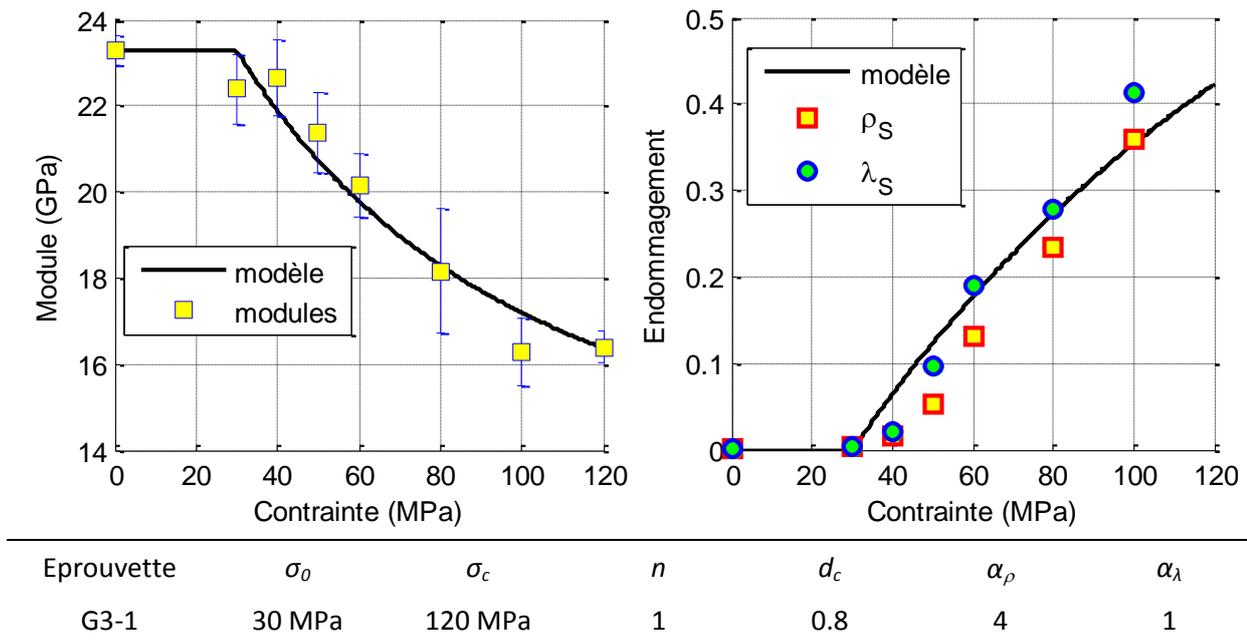


Figure 6.28 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G3-1. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.

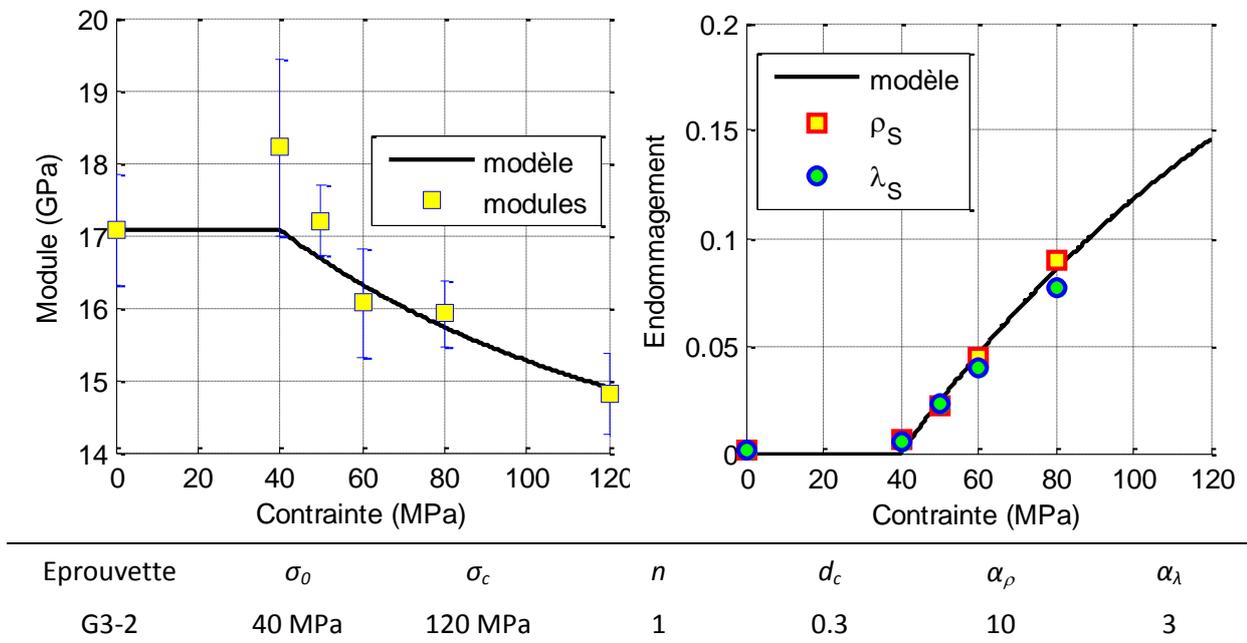


Figure 6.29 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G3-2. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.

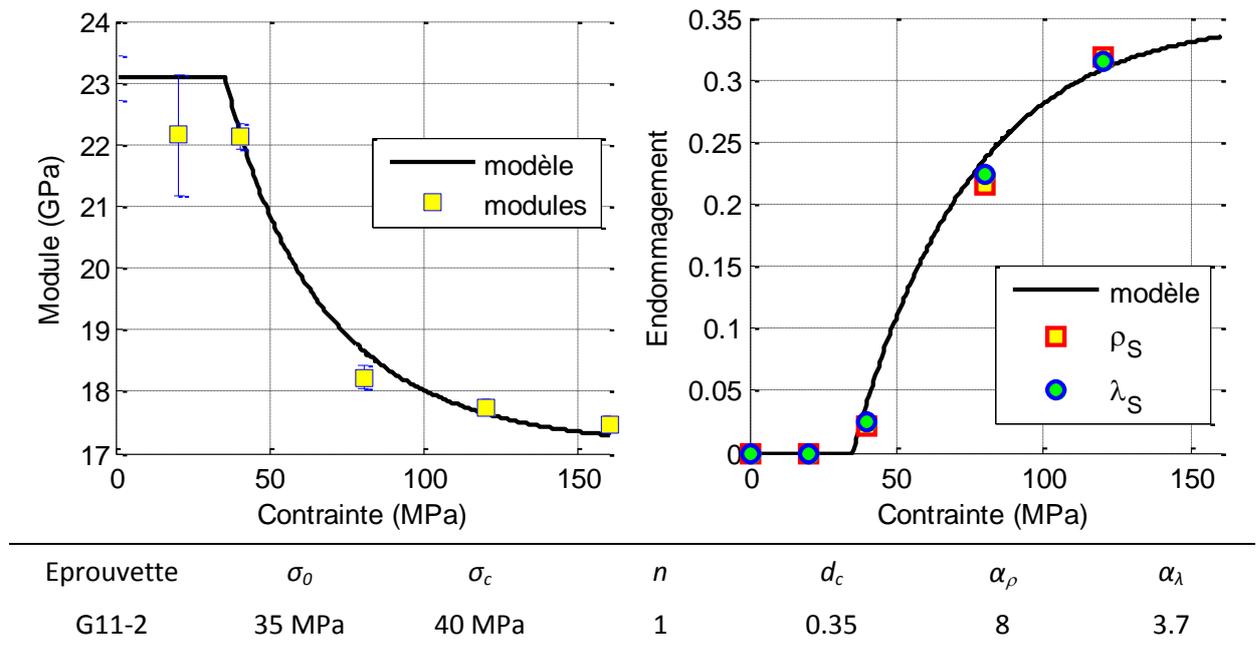


Figure 6.30 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G11-2. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.

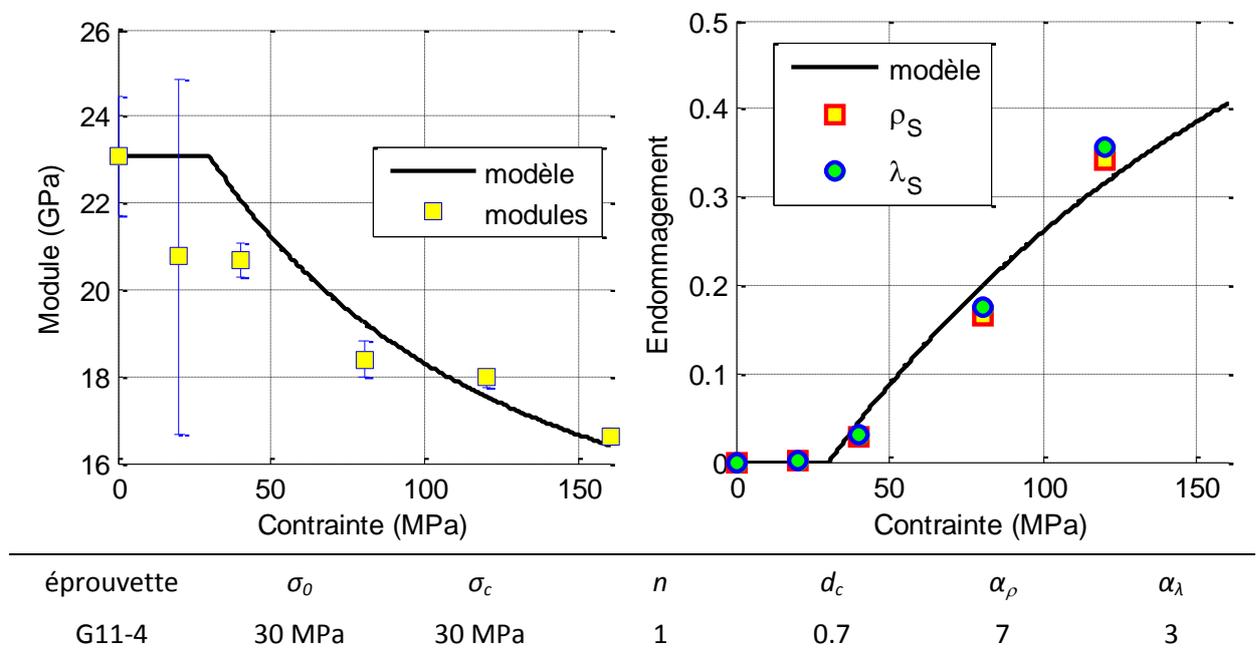
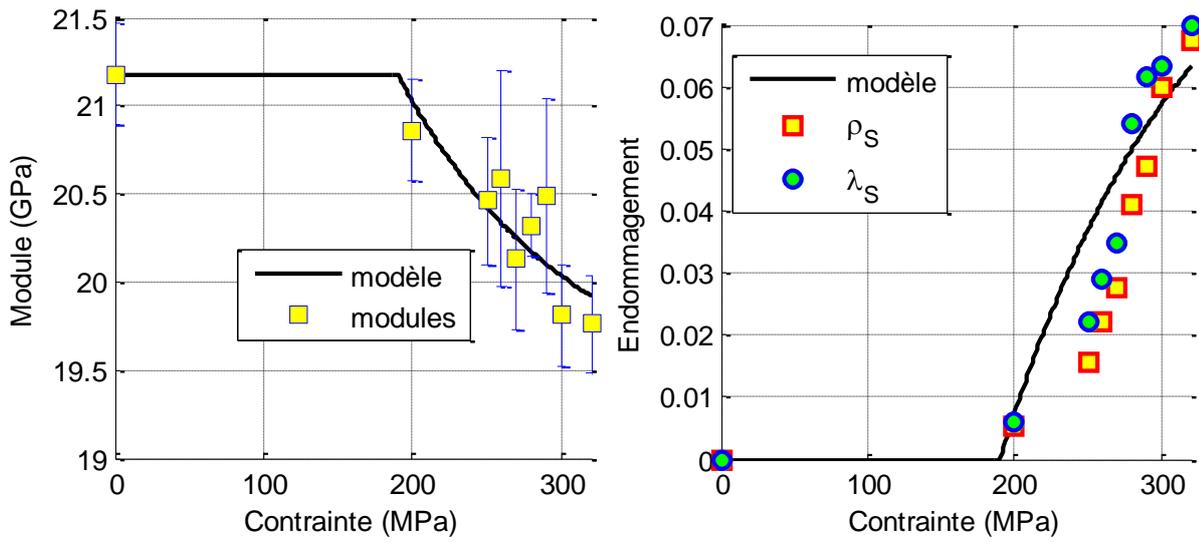
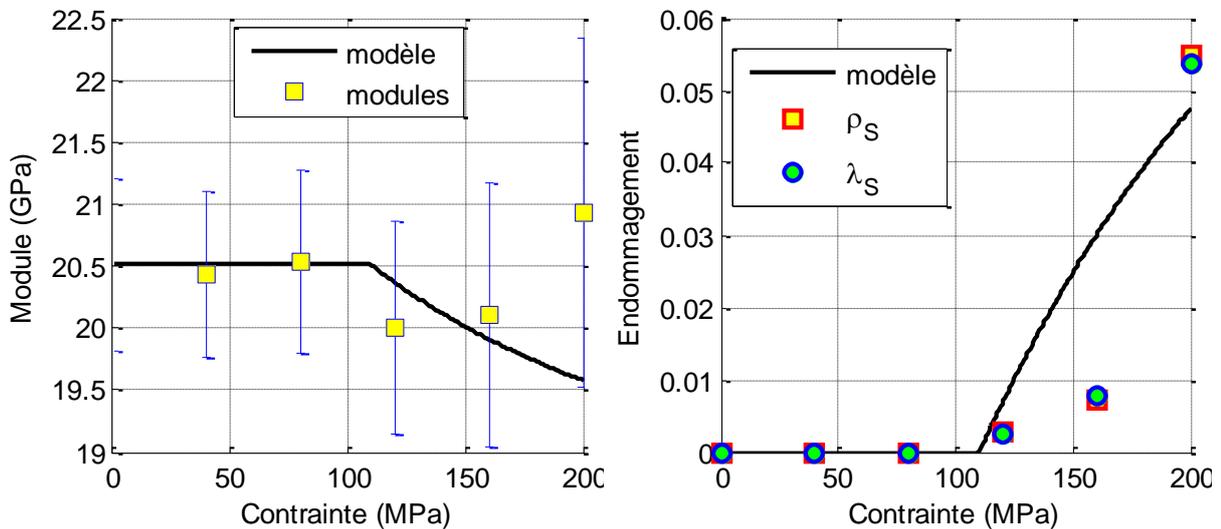


Figure 6.31 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G11-4. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.



éprouvette	σ_0	σ_c	n	d_c	α_ρ	α_λ
G7-3	190 MPa	130 MPa	1	0.1	14	3

Figure 6.32 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G7-3. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.



Eprouvette	σ_0	σ_c	n	d_c	α_ρ	α_λ
G8-1	110 MPa	140 MPa	1	0.1	4	1

Figure 6.33 : Evolution des modules, avec les IC à 95%, et des variables d'endommagement en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette G8-1. Le tableau résume les valeurs des variables du modèle, identifiées sur les courbes.

6.4.5 Bilan de la campagne d'essais mécaniques

6.4.5.a Résumé de la campagne d'essais mécaniques

Les essais de traction monotone et incrémentale menés dans le cadre de cette étude ont été passés en revue. Une certaine variabilité au niveau des modules calculés a été constatée, causée par la variabilité de la mésostructure des éprouvettes visible par observation microscopique d'une tranche polie des éprouvettes (section 6.4.1). Toutefois, l'analyse de la moyenne des modules des éprouvettes d'une même plaque ont permis de dégager l'influence de l'orientation du renfort et du taux de compaction des plaques (lié à leur taux de fibres, section 6.4.2.c). Le résultat le plus marquant reste l'influence de la matrice utilisée, si important qu'elle définit le comportement global du matériau (élastique fragile avec la RTM6 vieillie, élastique viscoplastique avec la LY564), et la cinétique d'endommagement (section 6.4.2.c, 6.4.3.c, et 6.4.3.f). En effet, des observations microscopiques réalisées à chacun des paliers de contrainte des tractions incrémentales ont permis de mesurer deux densités surfaciques de fissuration transverse différentes. De plus, le calcul des modules élastiques initiaux à chaque montée en charge des tractions incrémentales a permis d'étudier l'effet de l'endommagement (section 6.4.4.c). Enfin, un modèle d'endommagement macroscopique uniaxial a été mis en place, puis identifié pour chaque essai incrémental. Les résultats montrent clairement que la matrice RTM6 vieillie entraîne un endommagement plus précoce et plus important dans le matériau que la matrice LY564. Cette influence est si forte qu'elle masque l'influence de la compaction du matériau sur son endommagement.

6.4.5.b Conclusions sur la méthodologie

Plusieurs points durs ont été cernés. Tout d'abord, au niveau de la fabrication des plaques, la variabilité de la mésostructure des CMO tissés est difficile à contrôler, on doit forcément la prendre en compte. Par conséquent, pour identifier clairement l'influence d'un paramètre de conception sur le module élastique du matériau, il est nécessaire de suffisamment le faire varier pour que son effet se démarque bien. Dans cette étude, on a pu voir que l'effet de la compaction du matériau n'était pas clairement établi. Pour cela, un écart plus important, donnant un taux de fibres compris entre 40% et 60%, doit être imposé. Seulement, cela entraîne la fabrication de composites encore plus fins. Hors, il a été vu que la finesse des composites fabriqués est aussi un point dur. En effet, leur manipulation est délicate, en particulier lors du démoulage où il est facile de générer un endommagement. De plus, il est difficile d'imposer un effort de serrage suffisamment important au niveau des mors de la machine de traction pour réaliser un essai jusqu'à rupture, sans glissement ou rupture entre les mors. Plusieurs solutions sont envisageables pour contrer ce problème, comme tout simplement augmenter la surface de préhension des mors, ou améliorer leur adhérence. Plus de plis de tissus par renfort serait aussi une bonne solution, afin de compacter de façon plus importante le renfort tout en gardant une épaisseur d'éprouvette facilitant leur manipulation.

Au niveau des essais mécaniques, l'influence de la matrice a été prédominante tout au long de la campagne. L'utilisation d'une matrice RTM6 vieillie est sans doute contestable, mais elle a permis d'introduire au sein des éprouvettes un endommagement significatif, dont l'effet a pu être identifié. Les éprouvettes à matrice LY564 se sont rompues trop tôt (à cause d'un serrage trop important au niveau des mors), ce qui n'a pas permis de générer un endommagement suffisamment important pour jouer sur le module élastique du matériau. Cependant, pour mener à bien une campagne de validation de la chaîne de calcul, il est important de maîtriser les paramètres matériaux. Il est donc préférable de remplacer la matrice RTM6 vieillie par une matrice au comportement mieux connu. Au niveau de l'instrumentation, la stéréo-corrélation d'images a fourni de bon résultats, et l'émission acoustique s'est avérée d'une grande aide pour la détection de l'endommagement. En effet, sans cette technique, les paliers de contraintes des tractions incrémentales auraient été difficiles à déterminer.

Au niveau de l'exploitation des résultats, la méthode de type bootstrap a été très satisfaisante pour calculer les modules d'élasticité initiaux et les intervalles de confiance associés. En revanche, le comptage de fissures par observation microscopique des chants polis des éprouvettes s'est avéré très difficile sans simplifications. En effet, la détection, le dénombrement et la mesure des décohésions toron-toron ou toron-matrice est particulièrement délicate à cause de la géométrie des renforts tissés. Dans cette étude, on a choisi de ne pas s'intéresser à ces endommagements, et aucune distinction entre fissures transverses et fissures matricielles n'a été faite. De plus, les fissures détectées sont uniquement des fissures débouchantes, bon nombre d'entre elles restant invisible à l'objectif du microscope. La complexité des modèles d'endommagements développés et publiés dans la littérature ne cessant de croître, il faudra tôt ou tard être capable de déterminer expérimentalement et distinctement la densité de fissuration transverse intra-toron, de décohésion ou de fissuration matricielle présente dans un CMO tissé. Dans ce cas, on ne pourra se contenter d'un comptage «à l'œil», et des techniques plus sophistiquées de traitement d'images microscopiques, ou de micro-tomographie, devront être utilisées. Quoiqu'il en soit, dans un premier temps, l'estimation effectuée de la densité de fissuration transverse des composites testés a permis de déterminer de façon satisfaisante l'influence de l'endommagement sur le module élastique des éprouvettes à matrice RTM6 vieillie. La mise en place d'un modèle d'endommagement uniaxial a permis de montrer que les résultats obtenus pouvaient être décrits selon une même forme de loi, ce qui est encourageant.

6.4.5.c Principaux résultats et apports de la thermographie IR

Parmi les points durs de la campagne d'essais mécaniques, on a vu que le dénombrement des fissures est difficile à réaliser par observation microscopique. De plus, seules les fissures débouchant sur la tranche de l'éprouvette peuvent être détectées. [Bai 2012] et [Roche *et al.* 2012] ont montré que l'on peut voir de manière qualitative que l'utilisation de la thermographie IR passive permet de révéler clairement l'apparition de fissures et leur emplacement dans l'éprouvette, bien que leur profondeur ne puisse être encore déterminée. Une estimation de leur étendue est aussi possible : on peut voir que les fissures traversent complètement la largeur de l'éprouvette. Il est également possible d'associer les cartographies thermiques révélant l'apparition d'un endommagement aux pics d'émission acoustique enregistrés en parallèle, de façon indépendante. En revanche, en thermographie active, les cartographies thermiques obtenues ne permettent pas pour l'instant de repérer les fissures apparues pendant une montée en charge.

Les résultats obtenus dans le cadre de cette étude sont donc très encourageants : le suivi par thermographie IR passive apporte une solution sur l'un des points durs détectés durant la campagne d'essais : la détection et le dénombrement des fissures les plus étendues. De plus, l'observation de la répartition de la température au sein du matériau permet de donner une estimation de la largeur de l'endommagement. Notons toutefois que l'étude et l'exploitation de la thermographie (active et passive) pour les CMO tissés ne font que commencer. En effet, de nombreuses questions restent en suspens, dessinant les pistes de recherche, telles que l'identification du type de fissure (transverse, longitudinale, décohésion), l'application à d'autres types de composites (il n'a été présenté ici que les résultats liés à l'éprouvette G3-2, à matrice RTM6 vieillie), ou encore la mesure plus fine de l'étendue (largeur, profondeur) de l'endommagement.

6.4.5.d Principaux résultats et apports de la technique utilisant les ondes de Lamb

On a pu voir durant la campagne d'essais mécaniques que l'estimation de l'influence de l'endommagement sur le module élastique du matériau n'est pas une opération immédiate (les fissures doivent être comptées, l'émission acoustique analysée, etc.) et les résultats obtenus restent dispersés. Une approche utilisant les ondes de Lamb, [Bai 2012] a montré que la variation du module d'élasticité en contraintes planes des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale peut être tracée de façon continue, à partir de la mesure du temps de vol de l'onde entre les deux capteurs piézo-

électriques (on se place sous conditions contraintes planes pour s'affranchir d'une hypothèse sur le coefficient de Poisson plan du matériau). Notons qu'actuellement, seuls les résultats relatifs aux tractions monotones des éprouvettes G8-2, G9-2 et G11-3 ont été traités. Pour ces éprouvettes, la contrainte d'amorçage de l'endommagement, définie comme la contrainte à partir de laquelle le module varie de plus de 1%, et la variation finale du module élastique en contraintes planes sont indiquées dans le Tableau 6.10. On peut remarquer que la technique des ondes de Lamb prévoit l'amorçage de l'endommagement des éprouvettes à matrice RTM6 vieillie à une contrainte plus élevée que la contrainte seuil des éprouvettes (+13% pour la G9-2 et +30% pour la G11-3), qui définissent bien le début de l'endommagement comme observé dans la section 6.4.3.f. Pour l'éprouvette G8-2, le début de l'endommagement est quant à lui bien détecté entre 80 MPa et 120 MPa, valeurs minimales et maximales d'amorçage de l'endommagement déterminées expérimentalement sur les éprouvettes G8-1 et G8-3 (voir le Tableau 6.9). Il est donc difficile de conclure sur la sensibilité de cette technique pour la détection du début de l'endommagement, d'autant plus qu'aujourd'hui on manque encore de recul sur son utilisation (manipulation, instrumentation, paramétrage, etc.). Au niveau des variations finales du module élastique en contraintes planes, on peut constater que les deux méthodes de mesure des variations du module élastique sont du même ordre de grandeur.

Eprouvette	Contrainte d'amorçage de l'endommagement (MPa)	Contrainte (MPa)	Variation du module élastique en contraintes planes
G8-2	117.5	200	3.90 %
		260	9.05 %
G9-2	32.9	120	19.1 %
		230	26.9 %
G11-3	55.5	120	20.0 %
		275	28.5 %

Tableau 6.10 : Résultats expérimentaux obtenus par la technique des ondes de Lamb

La technique utilisant les ondes de Lamb utilisée dans cette étude présente de nombreux points forts particulièrement intéressants dans le cadre d'une campagne de validation de la chaîne de calcul. En effet, elle permet la mesure immédiate de la variation du module élastique en contraintes planes d'une éprouvette lors d'une simple traction monotone, jusqu'à rupture. En outre, on a pu voir que les variations obtenues donnent de bonnes tendances, et permettent de relativement bien prévoir la contrainte d'amorçage de l'endommagement. Cette technique apporte donc une alternative intéressante pour la détermination de l'influence de l'endommagement, qui présente en plus l'avantage d'être continue, ce qui facilite la comparaison avec les résultats discrets des simulations EF (l'hypothèse de contraintes planes ne pose ici aucun problème). Cependant, cela n'évite pas le comptage des fissures.

6.5 Conclusion

Cette étude permet comme attendu de définir plusieurs points importants et intéressants pour la construction d'une campagne expérimentale de validation de la chaîne de calcul. Tout d'abord, une grande variabilité de la mésostructure des CMO tissés, inévitable, a été constatée. Pour cela, la possibilité de créer virtuellement des CER mésoscopiques avec imbrication des plis aléatoires est un avantage très important de la procédure présentée dans le Chapitre 3. L'influence des deux matrices utilisées, s'est avérée prédominante face à l'influence de la compaction des composites. En effet,

elles entraînent chacune un comportement non-linéaire et une cinétique de fissuration radicalement différents. Toutefois, bien que les modélisations mises en place dans le Chapitre 5 se soient focalisées sur le comportement élastique des CER de CMO tissés, leur application au comportement non-linéaire est tout à fait possible, autorisant l'étude numérique du comportement des composites fabriqués dans cette campagne. De plus, il a été montré que plusieurs types d'endommagement peuvent être introduits dans les maillages (fissuration matricielle, fissuration transverse ou longitudinale des torons, décohésions toron-toron), de façon à reproduire l'endommagement des éprouvettes observées. Cependant, notons que les densités de fissuration transverse obtenues peuvent être très élevées, une automatisation de l'introduction de l'endommagement au sein des CER semble donc une étape nécessaire.

En plus de la stéréo-corrélation d'images, de l'émission acoustique, et de l'observation microscopique sur chant des éprouvettes, deux autres techniques expérimentales ont été testées dans cette étude : la thermographie IR et une technique utilisant les ondes de Lamb. La thermographie IR peut permettre de visualiser l'apparition et l'étendue d'une fissure, et la technique utilisant les ondes de Lamb permet d'estimer la variation continue du module élastique du matériau tout au long de l'essai, ce qui donne l'influence de l'endommagement. Rappelons que le développement de ces deux techniques à l'Onera reste jeune, et il est clair que peu de crédit doit encore être apporté aux résultats quantitatifs. Toutefois, d'un point de vue qualitatif, les résultats obtenus sont convaincants, et montrent que l'utilisation d'une multi-instrumentation exploitant différentes physiques (mécanique, thermique, optique, thermique et acoustique), et provenant du contrôle non destructif (entre autres), offre des perspectives très intéressantes pour aider, voire permettre, la validation de la chaîne de calcul.

Conclusion et perspectives

Conclusion générale

Rappel des enjeux et objectifs de la thèse

Cette étude se place dans un contexte d'optimisation des structures aéronautiques, en privilégiant le gain de masse et l'amélioration des performances. Plus particulièrement, cette thèse se penche sur l'apport des CMO tissés, dont une gestion au juste-besoin de l'ensemble du procédé de fabrication (matériaux constitutifs, tissage, mise en forme, imprégnation de la résine et cuisson) permet d'apporter à la structure des propriétés localement adaptées aux sollicitations structurales, pour une densité moindre. Pour guider la conception de ce type de matériau, l'approche proposée par l'Onera est de mettre en place une chaîne de calcul multimodèle et multiéchelle prenant en compte le procédé de fabrication. L'objectif de la thèse est d'initier sa construction en mettant en place une première version opérationnelle établie à l'échelle mésoscopique. En effet, l'intérêt principal de cette échelle est que la géométrie du renfort tissé y est explicitement représentée, ce qui permet de comprendre et d'étudier les liens entre les causes (architecture du tissu, déformation du renfort, cycles de cuisson, etc.) et les effets (comportement du matériau). Au final, cette première chaîne permet de prévoir de façon qualitative les tendances prises par les propriétés mécaniques élastiques d'une CER mésoscopique d'un CMO tissé, suite à une variation des propriétés des matériaux fibres ou résine, de l'architecture du tissu, du procédé de compaction, ou suite à la présence d'un endommagement. Les principaux résultats obtenus sont résumés ci-dessous.

Développement d'une procédure automatique de génération de maillage EF de CER de CMO à renfort tissé déformé

Toute étude établie à l'échelle mésoscopique apporte un niveau de détail qui introduit inévitablement une complexité supplémentaire, d'ordre géométrique, qu'il faut être capable de gérer dans un calcul EF afin de relier l'architecture du renfort et sa déformation après mise en forme, aux propriétés mécaniques du composite, fortement influencées par l'orientation et la répartition des fibres. Ainsi, le premier travail réalisé (Chapitre 2) est un état de l'art sur la création d'une CER mésoscopique de CMO tissé (géométrie et maillage EF), avec prise en compte de la déformation du renfort. On a ainsi pu constater que malgré l'existence de modèles géométriques de tissus secs cohérents et représentatifs, ainsi que le développement de modélisation EF de leur déformation, il n'existait pas à l'heure actuelle un outil capable de générer automatiquement un maillage EF d'une CER de CMO à renfort tissé déformé, sans altérer la surface des torons (comme peut le faire une méthode voxel par exemple). Une procédure de création de ce type de cellule a donc été développée et présentée dans le Chapitre 3. Elle se base sur le post-traitement d'une géométrie ou d'un maillage EF de tissu sec, déformé ou non, et obtenu précédemment par un modèle ou une simulation EF. Le résultat est un maillage EF tétraédrique d'une CER de CMO tissé, où la déformation du renfort est

prise en compte, et le contact entre torons géré grâce à la génération d'interfaces de contact correctement identifiées. La procédure créée est automatique, et permet de faire le pont entre tout modèle de mise en forme d'un renfort tissé, et l'ensemble des autres modélisations (imprégnation de résine, cuisson, étude du comportement) nécessitant de travailler sur un maillage EF de composite tissé après mise en forme.

Modélisation du procédé de fabrication d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique

Une fois le verrou technique relatif aux géométries et maillages de CER de CMO à renfort tissé déformé levé, la chaîne de calcul a pu être mise en place à l'échelle mésoscopique. La première partie de la chaîne, la modélisation du procédé de fabrication d'un CMO tissé, a été construite dans un premier temps sur la base d'hypothèses simples (comportement linéaire élastique de la matrice et des fibres), permettant de prévoir de façon qualitative l'état physique du matériau après fabrication.

Tout d'abord, une modélisation de la compaction d'un renfort tissé a été développée (Chapitre 4), prenant en compte l'imbrication entre les différentes couches, phénomène apparaissant obligatoirement dans un composite réel. Ainsi, deux démonstrateurs numériques ont été utilisés, quatre couches d'un taffetas et quatre couches d'un satin de 5 à décochement de 2, chacun compactés à différentes épaisseurs. De plus, de façon à maximiser les écarts de propriétés entre cellules avec et sans imbrication, la moitié d'entre elles présente une imbrication nulle, et l'autre moitié une imbrication maximale. Un renfort de taffetas avec une imbrication aléatoire entre couches a aussi été créé, de façon à situer ce type de configuration par rapport aux autres, et pour se rapprocher des configurations réelles observées dans les CMO tissés. Les géométries des démonstrateurs proviennent du modèle géométrique de Hivet et Boisse, choisi pour sa cohérence et la bonne représentativité de la forme réelle des torons qu'il génère. Le chaînage de cette modélisation avec la procédure a permis de créer un ensemble de CER dont le taux de fibres est parfaitement contrôlé, et qui sont définies par les mêmes paramètres de conception donnés en entrée de chaîne (les mêmes fibres, le même tissu, et le même procédé de compaction). Le point fort de cette approche est qu'elle permet d'assurer un taux de fibres réaliste dans les torons, et d'étudier l'influence de la compaction du renfort et de l'imbrication des couches sur les propriétés du matériau, puisque seuls ces paramètres sont modifiés entre les cellules. Afin de montrer qualitativement son apport, quelques CER ont été utilisées dans une modélisation EF de l'injection de résine, grâce à l'outil CELPER2 disponible à l'Onera. Ensuite, le comportement thermomécanique linéaire élastique des torons de chacune des CER a été calculé par une homogénéisation périodique réalisée à l'échelle microscopique. Ce comportement a été introduit à l'échelle mésoscopique dans les CER précédemment utilisées, afin d'estimer les contraintes résiduelles internes présentes dans le composite grâce à une modélisation du refroidissement après cuisson. Les résultats obtenus par ces deux modélisations ont permis de montrer l'importance de la prise en compte de la compaction et de l'imbrication des couches pour la prévision de la perméabilité du renfort, du coefficient de dilatation thermique du composite, et de la répartition des contraintes résiduelles après cuisson.

Etude du comportement d'un CMO tissé à l'échelle mésoscopique obtenu après compaction, et insertion discrète de l'endommagement

La deuxième partie de la chaîne de calcul à l'échelle mésoscopique, l'étude du comportement du matériau, a ensuite été mise en place. Pour cela, une modélisation du comportement mécanique des différentes CER précédemment créées a été développée (Chapitre 5). Toujours en restant dans une démarche qualitative, elle s'appuie sur des hypothèses d'élasticité linéaire et des conditions aux contours périodiques, dans le but de calculer les modules plans homogénéisés de l'ingénieur des différentes CER. Notons que le comportement des torons a là aussi été obtenu par une homogénéisation périodique à l'échelle microscopique. La comparaison des différents modules et

l'observation des répartitions de contraintes suite à une sollicitation uniaxiale, ont permis de montrer l'apport de l'approche proposée, en dégageant l'influence de la compaction et de l'imbrication des couches des composites. Afin d'aller plus loin, un outil d'insertion discrète de tout type de fissures et de décohésions inter-torons a enfin été présenté, et utilisé sur l'une des CER. Il permet non seulement de modéliser l'effet de l'endommagement sur le comportement macroscopique d'un CMO tissé (avec comme perspective l'identification d'un modèle à variables physiques), mais aussi sur la distribution locale des contraintes (perspective : modélisation de la cinétique de l'endommagement).

Vers une validation expérimentale...

Une version opérationnelle de la chaîne de calcul à l'échelle mésoscopique a été construite. Elle prend en données d'entrées les paramètres de conception du CMO tissé (nature des fibres, de la matrice, architecture du tissu, taux de compaction, etc.), et fournit en sortie ses modules plans homogénéisés de l'ingénieur. Mais pour estimer sa capacité prédictive, il faut la valider expérimentalement. Bien que la mise en place d'une campagne complète de validation expérimentale de la chaîne soit hors du cadre de cette thèse, cette étape doit être anticipée le plus tôt possible. C'est pourquoi une étude expérimentale préliminaire a été effectuée et présentée dans le dernier chapitre de ce manuscrit (Chapitre 6). L'objectif était de réaliser une étude comparative du comportement et du module élastique longitudinal de plusieurs éprouvettes de CMO tissé, fabriquées à l'Onera, afin d'identifier les différents points durs pouvant ralentir voire bloquer la validation expérimentale de la chaîne. Pour restreindre le volume de cette étude, seules la matrice et la compaction du renfort ont été modifiées entre les composites fabriqués. Une multi-instrumentation a été choisie spécifiquement pour mesurer le module élastique longitudinal des éprouvettes, l'amorçage de l'endommagement, la densité de fissuration présentes dans le composite, et son effet sur le module. Les résultats de cette campagne ont permis de mettre en lumière différents points dont il faudra tenir compte lors de la construction d'une campagne expérimentale de validation de la chaîne de calcul, dont les principaux sont les suivants :

- tout d'abord, la mésostructure des CMO tissés présente une grande variabilité, même au sein d'une même plaque, dont il faut tenir compte dans toute campagne expérimentale. La possibilité de compacter différents types d'architectures tissées, et d'imposer une imbrication entre couches, même aléatoire, est donc un véritable point fort de l'approche multimodèle développée dans cette thèse. Cependant, ce point reste problématique, et tend à complexifier toute étude comparative entre deux CMO tissés. C'est pourquoi, par exemple, il est conseillé de suffisamment varier le taux de compaction entre les différentes plaques de composite (de plus de 10%), pour pouvoir correctement identifier son influence sur le module longitudinal du matériau.
- la matrice utilisée pour la conception du composite doit être judicieusement choisie. En effet, son influence sur le comportement et la cinétique de fissuration du matériau semble importante, voire elle peut prédominer par rapport à l'influence de l'endommagement ou de la compaction du matériau. Bien que le fonctionnement de la chaîne de calcul ait été démontré à travers des modélisations reposant sur des comportements linéaires élastiques des fibres et de la matrice, la possibilité d'étendre l'approche à des comportements non-linéaire est donc essentielle.
- différentes techniques expérimentales ont été utilisées dans cette étude, afin de mesurer la densité de fissuration et son influence sur le module élastique longitudinal des éprouvettes. Tout d'abord, les techniques de stéréo-corrélation d'images et d'émission acoustique, déjà largement utilisées dans ce domaine pour mesurer la déformation locale du matériau et le temps d'amorçage de l'endommagement, donnent des résultats très satisfaisants. De plus, le plein potentiel de ces deux instrumentations n'a pas été ici totalement exploité. De

nombreuses données sont actuellement en cours d'analyse à l'Onera (observation et comparaison des faciès de déformation, étude de la cinétique d'endommagement par analyse des amplitudes des pics acoustiques, etc.). Ensuite, au niveau du comptage des fissures, l'observation microscopique d'une tranche polie des éprouvettes, bien que généralement choisie pour sa facilité de mise en œuvre, a rapidement présentée ses limitations : comptage difficile voire impossible pour les fortes densités de fissuration, identification très complexe des décohésions inter-toron (non réalisée dans cette étude), et aucune estimation possible de l'état de fissuration interne du composite, ni de la longueur de propagation des fissures visibles sur la tranche. Deux autres techniques ont été testées en collaboration avec l'unité expérimentale de l'Onera, dont les résultats se sont avérés prometteurs : la thermographie IR et une technique utilisant les ondes de Lamb. La thermographie IR a permis de visualiser l'apparition et l'étendue d'une fissure, et une mesure continue de la variation du module élastique de quelques éprouvettes a été réalisée grâce à la technique utilisant les ondes de Lamb, ce qui permet d'obtenir l'influence de l'endommagement tout au long de l'essai. Les résultats ainsi obtenus grâce à la multi-instrumentation des essais montrent une grande complémentarité, au potentiel très intéressant dans le cadre d'une validation qualitative des tendances prévues par la chaîne de calcul.

Perspectives

Vers une chaîne multiéchelle et multimodèle, prédictive et robuste...

De nombreuses hypothèses simplificatrices ont été utilisées tout au long du développement de la chaîne, qui ont permis son établissement mais qui amènent nécessairement à des prévisions plus qualitatives que quantitatives. Afin d'aller vers une chaîne plus prédictive, ses limitations actuelles doivent être levées, et de nombreuses améliorations, dont la plupart sont actuellement en cours à l'Onera, doivent être apportées :

- une loi de comportement volontairement simple a été utilisée pour la modélisation de la compaction des renforts tissés, qui amène à une déformation des torons trop importante par rapport à la réalité. L'intégration d'une loi plus représentative du comportement des torons permettrait d'être plus prédictif, tout en augmentant la robustesse de la procédure de création des maillages de CER (moins de contact latéraux et surfaces de contact moins étendues). De cette façon, il sera possible d'atteindre des taux de fibres très élevés dans les composites (60% minimum), sur tout type d'architecture. Différentes lois, reposant sur des approches hypo ou hyperélastique, ont déjà été proposées dans la littérature [Badel *et al.* 2009; Charmetant *et al.* 2011]. Une autre solution permettant d'améliorer la représentativité des géométries de renforts compactés est d'exploiter des images 3D de renforts provenant de tomographie à rayons X, effectuée sur le composite fini [Pandita et Verpoest 2003; Schell *et al.* 2006; Badel 2008]. Ce genre d'images peut en effet être traité par la procédure de création des maillages de CER, pour peu qu'une grille 3D de chacun des torons ait pu être extraite. De même, l'étude du comportement mécanique du matériau doit aussi être améliorée, par l'utilisation de lois de comportement prenant en compte la viscosité de la matrice, la compression des torons, les réorientations de fibres (écriture du problème en grandes déformations), etc. Notons que tous ces travaux sont déjà en cours à l'Onera. Dans le même ordre d'idée, le taux de fibres des torons doit être localement adapté en fonction de leur compaction, comme ont pu le faire [Stig et Hallström 2012a].
- pour assurer son rôle d'aide à la conception optimisée de tout type de CMO tissé, la chaîne doit être capable de gérer des géométries d'architectures plus complexes, comme celle des

interlocks ou des orthogonaux. La procédure en elle-même n'est pas limitée par le type d'architecture tissée donné en entrée, mais plusieurs problématiques relatives à la simulation de la mise en forme à l'échelle mésoscopique de ce genre de tissu vont inévitablement apparaître, comme le flambement des torons lors d'une compaction.

- les maillages créés présentent de nombreuses zones étroites (bords de torons, ou petites poches de matrice coincées entre des torons par exemple), sources de concentration de contraintes non problématiques en linéaire élastique, mais qui le deviendront lorsque l'on s'attèlera à l'étude de l'amorçage de l'endommagement, par exemple. Mailler très finement ces zones est une solution, certes, mais qui reste limitée par des problèmes de convergence (il ne faut pas faire varier la taille de maille de façon trop brutale d'une zone à l'autre), et surtout de temps de calcul, en particulier lorsque les motifs élémentaires sont de grandes dimensions (tissus 3D ou interlock) Quoiqu'il en soit, une optimisation rigoureuse des maillages est indispensable. D'autres solutions, comme l'utilisation de technique de réduction de domaine, doivent aussi être envisagées [De Carvalho *et al.* 2011]. Un autre point est la suppression de la fine couche de matrice sur la partie inférieure et supérieure des cellules, qu'un développement plus poussé de la procédure devrait régler.
- le champ d'application de la procédure doit être étendu aux géométries de tissu cisailé et fléchi, ainsi qu'aux contacts latéraux entre torons, inévitables pour des tissus denses et fortement compactés ou cisailés. Un développement plus poussé de la version actuelle du code permettra de lever ces limitations. Cependant, d'un problème géométrique, on arrive vite à un problème mécanique, avec la question de la forme de la CER et des conditions aux contours périodiques à appliquer.
- l'étude de l'endommagement du matériau, en utilisant l'outil présenté dans cette thèse pour introduire des fissures discrètes au sein des maillages, doit être poursuivie. Pour cela, l'amélioration de la robustesse de l'outil et son automatisation sont nécessaires, afin d'être capable d'imposer de façon stable des densités de fissuration élevées dans les CER, comme observées expérimentalement dans l'étude présentée dans le Chapitre 6. Ensuite, le maillage des zones de décohésion en pointe de fissure doit être plus soigné. Ce dernier point, avec l'amélioration du maillage global de la CER, est en effet essentiel pour être capable de prévoir l'amorçage de l'endommagement, peu fiable si le champ de contraintes n'est pas correctement représenté à cause d'un raffinement insuffisant.
- il faudra enfin compléter et complexifier la chaîne par un ensemble de modèles permettant d'étendre l'approche à l'étude de l'ensemble des phénomènes ayant lieu aux échelles microscopiques et macroscopiques, afin de la porter vers la prévision des performances globales du matériau (résistance, tenue au flambement, durée de vie, etc.). Pour cela, un lien fort entre l'état physique du matériau (prise en compte de l'état physico-chimique de la matrice, présence de porosités, contraintes résiduelles, etc.), prévu par les modèles d'injection de résine et de cuisson du composite, et son comportement sain ou endommagé doit être établi. Il s'agit donc d'étudier ces effets pour améliorer les lois de comportement (dans le sens large : mécanique, thermique, cinétique de réticulation et tous leurs couplages), utilisés dans la chaîne.

Virtual testing

L'une des perspectives les plus intéressantes de la chaîne de calcul est de remplir un rôle de banc numérique d'essais. En effet, l'intérêt est énorme : identifier certaines propriétés matériau impossible ou extrêmement longues à mesurer directement (effet d'un certain type d'endommagement bien spécifique, propriétés en fatigue, durée de vie, etc.), remplacer une partie des essais pour caractériser ou certifier un matériau (gain de temps et d'argent), ou encore aider à l'identification des modèles d'endommagement macroscopiques, sans avoir à réaliser une campagne

par matériau. Pour cela, une fois que leur amélioration respective aura été effectuée, tous les ingrédients seront déjà présents : maillage EF de CER de CMO tissé avec prise en compte du procédé de fabrication, étude du comportement du matériau, prise en compte de l'endommagement, etc.

Validation expérimentale

A terme, pour porter la chaîne de calcul vers les bureaux d'études, une validation expérimentale approfondie est nécessaire. Les difficultés liées à la réalisation d'une campagne expérimentale de validation de la chaîne de calcul ont été déjà abordées dans le bilan du Chapitre 6 de ce manuscrit (section 6.4.5). Cependant, la validation de la chaîne complète s'étend bien au delà du cadre de ce chapitre, focalisé sur la mesure de l'influence de la compaction et de l'endommagement sur le module élastique d'un CMO tissé. En effet, on peut d'ores et déjà s'attendre à une campagne de validation de taille proportionnelle au nombre très important de paramètres de conception d'un CMO tissé, qu'il faudra donc nécessairement effectuer point par point. Bien que certaines difficultés ne peuvent encore être anticipées, quelques points durs sont déjà bien identifiés, comme la grande variabilité des mésostructures tissés. Ainsi, la validation de la chaîne devra inévitablement s'accompagner du développement poussé de techniques expérimentales, capables d'observer et mesurer des phénomènes pouvant se dérouler *in situ* (déformation des torons, présence de porosités, apparition de l'endommagement, etc.). Dans cette optique, l'utilisation d'une multi-instrumentation exploitant différentes physiques (thermique, acoustique, optique, etc.) et provenant du contrôle non destructif (entre autres) offre des perspectives très intéressantes, comme ont pu le montrer les résultats de la thermographie IR et de la technique utilisant les ondes de Lamb, testées lors de la campagne expérimentale de cette thèse. Une autre technique, également testée à l'Onera durant cette campagne, mais dont les résultats n'ont pas encore été traités, est de se servir de la vibrométrie laser (voir Figure C.1). Elle consiste à émettre une onde volumique au centre d'une plaque de CMO tissé grâce à un émetteur piézo-électrique, puis de mesurer le parcours du mode S_0 sur toute sa surface avec un laser. De cette façon, il est possible de remonter aux propriétés mécaniques (rigidités) des plaques fabriquées durant la campagne, et de déterminer ainsi l'influence de l'architecture du renfort, de sa déformation ainsi que l'effet de l'endommagement par comparaison des résultats. D'autres techniques expérimentales peuvent sans aucun doute être appliquées au cas des CMO tissés, pouvant pleinement participer et aider à la validation expérimentale de la chaîne de calcul.

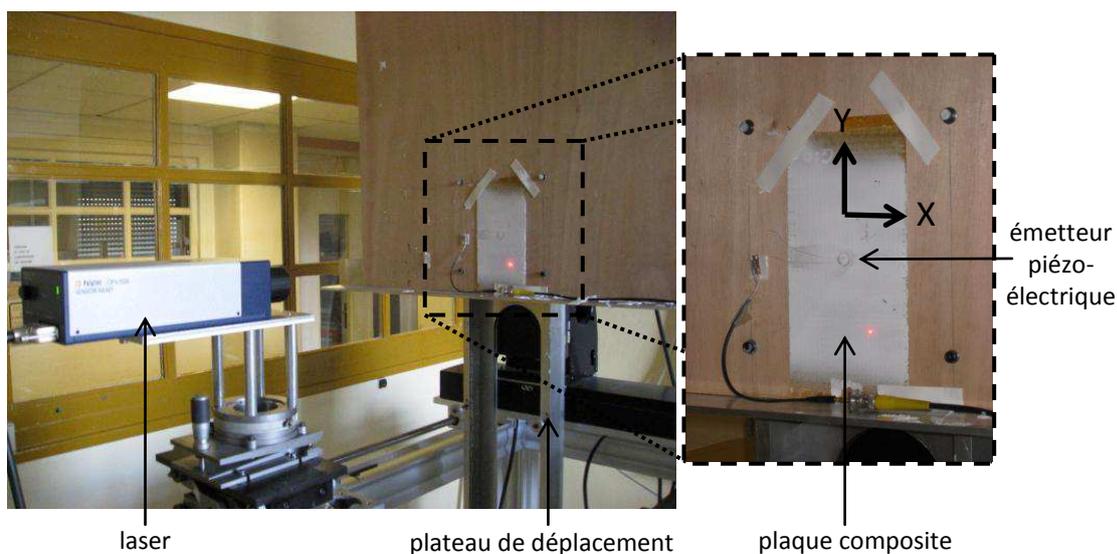


Figure C.1 : banc d'essai de vibrométrie laser

Fonctionnement inverse de la chaîne

Rappelons que l'objectif final de la chaîne est de fonctionner dans le sens inverse, à partir des performances ciblées de la structure, pour revenir à la façon dont il faut concevoir localement le matériau. Quelques idées sont déjà envisageables. Une première est d'utiliser la chaîne dans le sens direct pour construire une grande base de données numériques et expérimentales contenant les propriétés et caractéristiques de nombreux CMO tissés, dans laquelle on viendra ensuite sélectionner un panel de matériaux répondant à un besoin structural spécifique définie *a priori*. Une autre idée, plus efficace, est de mettre en place une série de méta-modèles, permettant à terme de déterminer les paramètres de conception du CMO tissé à partir de ses propriétés mécaniques. Ces méta-modèles seront construits à partir d'une matrice de calculs EF, effectués par la chaîne dans le sens direct. On comprend que le fonctionnement inverse de la chaîne passe nécessairement par son optimisation. L'automatisation de la création du maillage, ou de l'insertion de fissures, abordée précédemment, est donc essentielle, mais aussi le chaînage des différents modèles. En effet, l'approche proposée navigue d'un modèle à l'autre, ce qui nécessite par exemple de formater les données de sortie d'un modèle pour les rendre lisibles en entrée du modèle suivant. Actuellement, plusieurs scripts ont été développés pour créer des ponts entre modèles, mais des interventions directes de la part de l'utilisateur restent encore nécessaires. Les difficultés liées à l'amélioration de ce point sont plus d'ordre technique que scientifique, mais si elles sont négligées, elles contribuent grandement à l'augmentation du temps ingénieur dépensé, et donc du coût global de la chaîne. L'automatisation des transitions entre modèles doit donc être pensée le plus tôt possible, et effectuée sur l'ensemble de la chaîne de calcul.

Bibliographie

Références

- Adanur S. et Liao T.
3D modeling of textile composite preforms
Composites Part B: Engineering, Volume **29**, pp.787-793 (1998)
- Ahci E. et Talreja R.
Characterization of viscoelasticity and damage in high temperature polymer matrix
Composites Science and Technology, Volume **66**, pp.2506-2519 (2006)
- Akkerman R.
Laminate mechanics for balanced woven fabrics
Composites: Part B, Volume **37**, pp.108-116 (2006)
- Albert C. et Fernlund G.
Spring-in and warpage of angled composite laminates
Composites Science and Technology, Volume **62**, pp.1895-1912 (2002)
- Angioni S., Meo M. et Foreman A.
A comparison of homogenization methods for 2D woven composites
Composites: Part B, Volume **42**, pp.181-189 (2011)
- Ansar M., Xinwei W. et Chouwei Z.
Modeling strategies of 3D woven composites: A review
Composite Structures, Volume **93**, pp.1947-1963 (2011)
- Badel P.
Analyse mésoscopique du comportement mécanique des renforts tissés de composites utilisant la tomographie aux rayons X
Thèse de Doctorat, Institut national des sciences appliquées de Lyon (2008)
- Badel P., Vidal-Salle E. et Boisse P.
Computational determination of in-plane shear mechanical behaviour of textile composite reinforcements
Computational Materials Science, Volume **40**, pp.439-448 (2007)
- Badel P., Gauthier S., Vidal-Salle E. et Boisse P.
Rate constitutive equations for computational analyses of textile composite reinforcement mechanical behaviour during forming
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **40**, pp.997-1007 (2009)

- Badel P., Vidal-Sallé E., Maire E. et Boisse P.
Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale
Composites Science and Technology, Volume **68**, pp.2433-2440 (2008a)
- Badel P., Vidal-Salle E. et Boisse P.
Large deformation analysis of fibrous materials using rate constitutive equations
Computers & Structures, Volume **86**, pp.1164-1175 (2008b)
- Bai, G
In-situ damage monitoring of woven composite materials during simple mechanical tests
Tesi Di Laurea, Ecole Polytechnique de Milan (2012)
- Balageas D., Krapez J. et Cielo P.
Pulsed photothermal modeling of layered material
Journal of Applied Physics, Volume **59**, pp.348-357 (1986)
- Bannister M.
Challenges for composite into the next millenium - a reinforcement perspective
Composites, Volume **32A**, pp.901-910 (2001)
- Barre S. et Benzeggagh M.
On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene
Composites Science and Technology, Volume **52**, pp.369-376 (1994)
- Bateup L., Long A., McIlhagger R., Lewin B., Ridge N., Taylor L., Panteny S., Beck C., et Buckley M.
HYBRIDMAT 4: Advances in the manufacture of 3-D preform reinforcement for advanced structural composites in aerospace - a mission to the USA
Rapport DTI (Department of Trade and Industry) and NCN (National Composites Network) (2006)
- Baucom J. et Zikry M.
Low-velocity impact damage progression in woven Eglass composite systems
Composites: Part A, Volume **36**, pp.658-664 (2005)
- Berthelot J.-M.
Livre *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*(1992)
- Boisse P., Buet K., Gasser A. et Launay J.
Meso/macro-mechanical behaviour of textile reinforcements for thin composites
Composites Science and Technology, Volume **61**, pp.395-401 (2001a)
- Boisse P., Gasser A. et Hivet G.
Analyses of fabric tensile behaviour: determination of the biaxial tension-strain surfaces and their use in forming simulations
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **32**, pp.1395-1414 (2001b)
- Boisse P., Zouari B. et Daniel J.L.
Importance of in-plane shear rigidity in finite element analyses of woven fabric composite preforming
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **37**, pp.2201-2212 (2006)

- Bornert M., Bretheau T. et Gilormini P.
Livre *Homogénéisation en mécanique des matériaux*, Volume **1**
Eds : Hermès Science Publications (2001)
- Bouazzaoui E.
Caractérisation de l'endommagement anisotrope par métrologie ultrasonore. Application à un matériau composite industriel : le 2D C/SiC
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (1994)
- Boyd S.K. et Muller R.
Smooth surface meshing for automated finite element model generation from 3D image data
Journal of Biomechanics, Volume **39**, pp.1287-1295 (2006)
- Brent Strong A. et Beckwith S.
Joining Composite Materials
Composites Fabrication, pp.9-15 (1997)
- Brinkman H.
A calculation of the viscous force exerted by a flowing fluid on a dense swarm of particles
Journal of Applied Sciences Research, Volume **A1**, pp. 27-34 (1947)
- Callus P., Mouritz A., Bannister M. et Leong K.
Tensile properties and failure mechanisms of 3D woven composites
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **30**, pp.1277-1287 (1999)
- Carman P.
Fluid Flow through Granular Beds
Transactions of the Institution of Chemical Engineers, Volume **15** (1937)
- Chandra R., Singh S. et Gupta K.
Micromechanical damping models for fiber-reinforced composites: a comparative study
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **33**, pp.787-796 (2002)
- Charmetant A., Vidal-Salle E. et Boisse P.
Hyperelastic modelling for mesoscopic analyses of composite reinforcements
Composites Science and Technology, Volume **71**, pp.1623-1631 (2011)
- Chen B. et Chou T.W.
Compaction of woven-fabric preforms in liquid composite molding processes: single-layer deformation
Composites Science and Technology, Volume **59**, pp.1519-1526 (1999)
- Chen B. et Chou T.W.
Compaction of woven-fabric preforms: nesting and multi-layer deformation
Composites Science and Technology, Volume **60**, pp.2223-2231 (2000)
- Chen B., Lang E.J. et Chou T.W.
Experimental and theoretical studies of fabric compaction behavior in resin transfer molding
Materials Science and Engineering: A, Volume **317**, pp.188-196 (2001)
- Chiaruttini, V, Feyel, F, and Chaboche, J. L.
A robust meshing algorithm for complex 3D crack growth simulations
IV European Conference on Computational Mechanics, Paris, France (2010)

- Choi M., Lee M., Chang J. et Lee S.
Permeability modeling of fibrous media in composite processing
Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, Volume **79**, pp.585-598 (1998)
- Chou S., Chen H. et Wu C.
BMI Resin composites reinforced with 3D carbon-fibre fabrics
Composites Science and Technology, Volume **43**, pp.117-128 (1992)
- Chung K. et Ryou H.
Development of viscoelastic/rate-sensitive-plastic constitutive law for fiber-reinforced composites and its applications. Part I: Theory and material characterization
Composites Science and Technology, Volume **69**, pp.284-291 (2007)
- Couegnat G.
Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (2008)
- Cox B.
Handbook of analytical methods for textile composites
Rapport technique, NASA (1997)
- Cox B., Dadkhah M. et Morris W.
On the tensile failure of 3D woven composites
Composites: Part A, Volume **27A**, pp.447-458 (1996)
- Cox B., Dadkhah M., Morris W. et Flintoff J.
Failure mechanisms of 3D woven composites in tension, compression, and bending
Acta Metallurgica et Materiala, Volume **42**, pp.3967-3984 (1994)
- Crookston, J, Sherburn, M, Zhao, L, Ooi, J, Long, A, and Jones, I
Finite element analysis of textile composite unit cells using conventional and novel techniques
Fifteenth International Conference on Composite Materials (ICCM 15), Durban, South Africa (2005)
- Daggumati S., De Baere I., Van Paepegem W., Degrieck J., Xu J., Lomov S. et Verpoest I.
Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I - Experimental analysis
Composites Science and Technology, Volume **70**, pp.1926-1933 (2010a)
- Daggumati S., Van Paepegem W., Degrieck J., Xu J., Lomov S. et Verpoest I.
Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part II - Meso-FE modelling
Composites Science and Technology, Volume **70**, pp.1934-1941 (2010b)
- Daniel I., Luo J. et Schubel P.
Three-dimensional characterization of textile composites
Composites Part B: Engineering, Volume **39**, pp.13-19 (2008)
- Dasgupta A. et Agarwal R.
Orthotropic Thermal Conductivity of Plain-Weave Fabric Composites Using a Homogenization Technique
Journal of Composite Materials, Volume **26**, pp.2736-2758 (1992)

- Dayal V. et Kinra V.
Lamb waves in an anisotropic plate. II: Nondestructive evaluation Leaky of matrix cracks on fiber-reinforced composites
Journal of the Acoustical Society of America, Volume **89**, pp.1590-1598 (1991)
- De Carvalho N.V., Pinho S.T. et Robinson P.
Numerical modelling of woven composites: Biaxial loading
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **43**, pp.1326-1337 (2012)
- De Carvalho N., Pinho S. et Robinson P.
Reducing the domain in the mechanical analysis of periodic structures, with application to woven composites
Composites Science and Technology, Volume **71**, pp.969-979 (2011)
- de Luycker E., Morestin F., Boisse P. et Marsal D.
Simulation of 3D interlock composite preforming
Composite Structures, Volume **88**, pp.615-623 (2009)
- Durville D.
Simulation of the mechanical behaviour of woven fabrics at the scale of fibers
International Journal of Material Forming, Volume **3**, pp.1241-1251 (2010)
- Efron B. et Tibshirani R.
Livre *An Introduction to the Bootstrap*, Volume **57**
Eds : Chapman and Hall (1993)
- El Hage C.
Modélisation du comportement élastique endommageable de matériaux composites à renfort tridimensionnel
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (2006)
- Ersoy N., Garstka T., Potter K., Wisnom R., Porter D. et Stringer G.
Modelling of the spring-in phenomenon in curved parts made of a thermosetting composite
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **41**, pp.410-418 (2010)
- Favre J.
Residual thermal stresses in fibre reinforced composite materials - A review
Journal of Mechanical Behaviour of Materials, Volume **1**, pp.37-53 (1988)
- Fournier R.
Optimisation et modélisation du procédé RTM
Thèse de Doctorat, ENSPM, Sofia-Antipolis (2003)
- Gao F., Boniface L., Ogin S., Smith P. et Greaves R.
Damage accumulation in woven fabric CFRP laminates under tensile loading. Part 1: Observations of damage accumulation
Composites Science and Technology, Volume **59**, pp.123-136 (1999)
- Gasser A., Boisse P. et Hanklar S.
Mechanical behaviour of dry fabric reinforcements. 3D simulations versus biaxial tests
Computational Materials Science, Volume **17**, pp.7-20 (2000)

- Gatouillat S.
Approche mésoscopique pour la mise en forme des renforts tissés de composites
Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon (2010)
- Gebart B.
Permeability of unidirectional reinforcements for RTM
Journal of Composite Materials, Volume **26**, pp.1100-1133 (1992)
- Giordano M., Calabro A., Esposito C., D'amore A. et Nicolais L.
An acoustic-emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials
Composites Science and Technology, Volume **58**, pp.1923-1928 (1998)
- Glaessgen E.H., Pastore C.M., Griffin O.H. et Birger A.
Geometrical and finite element modelling of textile composites
Composites Part B: Engineering, Volume **27**, pp.43-50 (1996)
- Gorbatikh L., Ivanov D.S., Lomov S. et Verpoest I.
On modelling of damage evolution in textile composites on meso-level via property degradation approach
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **38**, pp.2433-2442 (2007)
- Gowayed Y.
The effect of voids on the elastic properties of textile reinforced composites
Journal of Composite Technology and Research, Volume **19(3)**, pp.168-173 (1997)
- Grail G., Hirsekorn M., Carrere N., Hivet G. et Hambli R.
Chaîne multimodèle : lien entre paramètres matériaux/procédés et performances de structures composites à renfort tissé
Revue des Composites et des Matériaux Avancés, Volume **21**, pp.79-93 (2011)
- Grujicic M., Chittajallu K.M. et Walsh S.
Effect of shear, compaction and nesting on permeability of the orthogonal plain-weave fabric preforms
Materials Chemistry and Physics, Volume **86**, pp.358-369 (2004)
- Hagège B.
Simulation du comportement mécanique des milieux fibreux en grandes transformations : application aux renforts tricotes
Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (2004)
- Hanklar S.
Modélisation mécanique et numérique du comportement des tissus de fibres. Simulations du comportement mésoscopique de la maille élémentaire.
Thèse de Doctorat, Université Paris 6 (1998)
- Hearle J. et Shanahan W.
An energy method for calculations in fabric mechanics
The Journal of the Textile Institute, Volume **69**, pp.81-110 (1978)
- Hivet G.
Modélisation mésoscopique pour le comportement bi-axial et la mise en forme des renforts de composites tissés
Thèse de Doctorat, Université d'Orléans (2003)

- Hivet G. et Boisse P.
Consistent 3D geometrical model of fabric elementary cell. Application to a meshing preprocessor for 3D finite element analysis
Finite Elements in Analysis and Design, Volume **42**, pp.25-49 (2005)
- Hochard C., Lahellec L. et Bordreuil C.
A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures
Composite Structures, Volume **80**, pp.321-326 (2007)
- Hochard C., Miot S., Lahellec N., Mazerolle F., Herman M. et Charles J.
Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **40**, pp.1017-1023 (2009)
- Hofstee J. et van Keulen F.
3-D geometric modeling of a draped woven fabric
Composite Structures, Volume **54**, pp.179-195 (2001)
- Huchette C.
Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaires dans les matériaux composites stratifiés
Thèse de Doctorat, University of Paris VI (2005)
- Ivanov D., Ivanov S., Lomov S. et Verpoest I.
Strain mapping analysis of textile composites
Optics and Lasers in Engineering, Volume **47**, pp.360-370 (2009)
- Jochum C., Grandidier J. et Smaali M.
Proposal for a long-fibre microbuckling scenario during the cure of a thermosetting matrix
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **39**, pp.19-28 (2008)
- John S., Herzberg I. et Coman F.
Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components
Composites: Part B, Volume **32**, pp.659-668 (2001)
- Kawabata S.
Livre Nonlinear mechanics of woven and knitted materials
Eds : Chou, TW and Ko, FK (1989)
- Kawabata S., Niwa M. et Kawai H.
The finite-deformation theory of plain-weave fabrics. Part I : The biaxial deformation theory
The Journal of the Textile Institute, Volume **64**, pp.21-46 (1973)
- Kemp A.
An extension of peirce's cloth geometry to the treatment of nonlinear threads
The Journal of the Textile Institute, Volume **49**, pp.44-48 (1958)
- Kim H. et Swan C.
Algorithms for automated meshing and unit cell analysis of periodic composites with hierarchical tri-quadratic tetrahedral elements
International Journal for Numerical Methods in Engineering, Volume **58**, pp.1683-1711 (2003a)

- Kim H. et Swan C.
Voxel-Based Meshing and Unit-Cell Analysis of Textile Composite
International Journal for Numerical Methods in Engineering, Volume **56**, pp.977-1006 (2003b)
- Kim J., Lee J., Kim H., Kim S. et Lee D.
Reduction of residual stresses in thick-walled composite cylinders by smart cure cycle with cooling and reheating
Composite Structures, Volume **75**, pp.261-266 (2006)
- Kim Y. et Daniel I.
Cure cycle effect on composite structures manufactured by resin transfer molding
Journal of Composite Materials, Volume **36**, pp.1725-1743 (2002)
- Kuhn J. et Charalambides P.
Modeling of Plain Weave Fabric Composite Geometry
Journal of Composite Materials, Volume **33**, pp.188-220 (1999)
- Ladeveze P. et Le Dantec E.
Damage modelling of the elementary ply for laminated composites
Composites Science and Technology, Volume **43**, pp.257-267 (1992)
- Laine B.
Modélisation de la perméabilité des renforts fibreux utilisés dans la fabrication de pièces composites pour l'industrie aéronautique
Thèse de Doctorat, ENSAM Paris (2008)
- Lapeyronnie P., Le Grogneq P., Binétruy C. et Boussu F.
Homogenization of the elastic behavior of a layer-to-layer angle-interlock composite
Composite Structures, Volume **93**, pp.2795-2807 (2011)
- Larve E., Mollenhauer D., Zhou E., Breitzman T. et Whitney T.
Independent mesh method-based prediction of local and volume average fields in textile composites
Composites: Part A, Volume **40**, pp.1880-1890 (2009)
- Laurin F.
Approche multiéchelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites
Thèse de Doctorat, Université de Franche-Comté (2005)
- Lee L., Rudov-Clark S., Mouritz A., Bannister M. et Herszberg I.
Effect of weaving damage on the tensile properties of three-dimensional woven composites
Composite Structures, Volume **57**, pp.405-413 (2002)
- Li C., Potter K. et Wisnom M.
In-situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method
Composites Science and Technology, Volume **64**, pp.55-64 (2004)
- Lin H., Sherburn M., Crookston J., Long A., Clifford M. et Jones I.
Finite Element modelling of fabric compression
Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, Volume **16** (2008)

- Lo S. et Wang W.
Finite element mesh generation over intersecting curved surfaces by tracing of neighbours
Finite Elements in Analysis and Design, Volume **41**, pp.351-370 (2005)
- Loix F., Badel P., Orgeas L., Geindreau C. et Boisse P.
Woven fabric permeability: From textile deformation to fluid flow mesoscale simulations
Composites Science and Technology, Volume **68**, pp.1624-1630 (2008)
- Lomov, S. V.
Virtual textile: Simulation of the internal geometry and mechanical properties
TULiberec Summer school (2004)
- Lomov S.V., Gusakov A.V., Huysmans G., Prodromou A. et Verpoest I.
Textile geometry preprocessor for meso-mechanical models of woven composites
Composites Science and Technology, Volume **60**, pp.2083-2095 (2000)
- Lomov S.V., Ivanov D.S., Truong T.C., Verpoest I., Baudry F., Vanden Bosche K. et Xie H.
Experimental methodology of study of damage initiation and development in textile composites in uniaxial tensile test
Composites Science and Technology, Volume **68**, pp.2340-2349 (2008)
- Lomov S.V. et Verpoest I.
Compression of Woven Reinforcements: A Mathematical Model
Journal of Reinforced Plastics and Composites, Volume **19**, pp.1329-1351 (2000)
- Lomov S.V. et Verpoest I.
Model of shear of woven fabric and parametric description of shear resistance of glass woven reinforcements
Composites Science and Technology, Volume **66**, pp.919-933 (2006)
- Lomov S., Bogdanovich A., Ivanov D., Mungalov D., Karahan M. et Verpoest I.
A comparative study of tensile properties of non-crimp 3D orthogonal weave and multi-layer plain weave E-glass composites. Part 1: Materials, methods and principal results
Composites: Part A, Volume **40**, pp.1134-1143 (2009)
- Lomov S., Ivanov D., Verpoest I., Zako M., Kurashiki T., Nakai H. et Hirose S.
Meso-FE modelling of textile composites: Road map, data flow and algorithms
Composites Science and Technology, Volume **67**, pp.1870-1891 (2007)
- Lomov S., Verpoest I., Peeters T., Roose D. et Zako M.
Nesting in textile laminates: geometrical modelling of the laminate
Composites Science and Technology, Volume **63**, pp.993-1007 (2003)
- Magnus Svanberg J. et Anders Holmberg J.
Prediction of shape distortions Part I: FE-implementation of a path dependent constitutive model
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **35**, pp.711-721 (2004)
- Marcin L.
Modélisation du comportement, de l'endommagement, et de la rupture des matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (2009)

- Melro A.R., Camanho P.P., Andrade Pires F.M. et Pinho S.T.
Numerical simulation of the non-linear deformation of 5-harness satin weaves
Computational Materials Science, Volume **61**, pp.116-126 (2012)
- Miao Y., Zhou E., Wang Y. et Cheeseman B.A.
Mechanics of textile composites: Micro-geometry
Composites Science and Technology, Volume **68**, pp.1671-1678 (2008)
- Morvan J.
Comportement anélastique des matériaux composites à matrice céramique
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (1997)
- Mouritz A., Bannister M., Falzon P. et Leong K.
Review of applications for advanced three-dimensional fibre textile composites
Composites: Part A, Volume **30**, pp.1444-1461 (1999)
- Naik N. et Ganesh V.
An analytical method for plain weave fabric composites
Composites, Volume **26**, pp.281-289 (1995)
- Nedvanov P. et Advani S.
A Method to Determine 3D Permeability of Fibrous Reinforcements
Journal of Composite Materials, Volume **36** (2002)
- Nguyen Q.T., Vidal-Salle E., Boisse P., Park C.H., Saouab A., Breard J. et Hivet G.
Mesosopic scale analyses of textile composite reinforcement compaction
Composites Part B: Engineering (2012)
- Olave M., Vanaerschot A., Lomov S.V. et Vandepitte D.
Internal geometry variability of two woven composites and related variability of the stiffness
Polymer Composites (2012)
- Onal L. et Adanur S.
Modeling of elastic, thermal, and strength/failure analysis of two-dimensional woven composites - a review
Applied Mechanics Reviews, Volume **60**, pp.37-49 (2007)
- Pandita S. et Verpoest I.
Prediction of the tensile stiffness of weft knitted fabric composites based on X-ray tomography images
Composites Science and Technology, Volume **63**, pp.311-325 (2003)
- Pearson J., Zikry M., Prabhugoud M. et Peters K.
Global-local assessment of low-velocity impact damage in woven composites
Journal of Composite Materials, Volume **41**, pp.2759-2783 (2007)
- Peirce F.
The geometry of cloth structure
The Journal of the Textile Institute, Volume **28**, pp.45-96 (1937)

-
- Perie J., Leclerc H., Roux S. et al F.
Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification
International Journal of Solids and Structures, Volume **46**, pp.2388-2396 (2009)
- Piezel B., Mercatoris B., trabelsi W., Laiarinandrasana L., Thionnet A. et Massart T.
Bending effect on the risk for delamination at the reinforcement/matrix interface of 3D woven fabric composite using a shell-like RVE
Composite Structures, Volume **94**, pp.2343-2357 (2012)
- Pindera M., Khatam H., Drago A. et Bansal Y.
Micromechanics of spatially uniform heterogeneous media: A critical review and emerging approaches
Composites: Part B, Volume **40**, pp.349-378 (2009)
- Potluri P. et Sagar T.V.
Compaction modelling of textile preforms for composite structures
Composite Structures, Volume **86**, pp.177-185 (2008)
- Potter E., Pinho S., Robinson P., Iannucci L. et McMillan A.
Mesh generation and geometrical modelling of 3D woven composites with variable tow cross-sections
Computational Materials Science, Volume **51**, pp.103-111 (2012)
- Prosser W. et Gorman M.
Plate mode velocities in graphite/epoxy plates
Journal of the Acoustical Society of America, Volume **96**, pp.902-907 (1994)
- Rabearison N., Jochum C. et Grandidier J.
A FEM coupling model for properties prediction during the curing of an epoxy matrix
Computational Materials Science, Volume **45**, pp.715-724 (2009)
- Robitaille F., Clayton B., Long A., Souter B. et Rudd C.
Geometric modelling of industrial preforms: Woven and braided textiles
Journal of Materials: Design and Applications, Volume **213**, pp.69-84 (1999)
- Robitaille F., Clayton B., Long A., Souter B. et Rudd C.
Geometric modelling of industrial preforms: Warp-knitted and multiple layer textiles
Journal of Materials: Design and Applications, Volume **214**, pp.71-90 (2000)
- Robitaille F., Long A. et Rudd C.
Geometric modelling of textiles for prediction of composite processing and performance characteristics.
Plastics, Rubber and Composites, Volume **31**, pp.66-75 (2002)
- Robitaille, F, Souter, BJ, Long, AC, and Rudd, CD
A geometrical model for textile preforms
19th SAMPE Europe International Conference, Paris, France (1998)
- Roche, JM, Balageas, D, Lamboul, B, Bai, G, Passilly, F, Mavel, A, and Grail, G
Passive and active thermography for in situ damage monitoring in woven composites during mechanical testing
Quantitative Nondestructive Evaluation, Denver, USA, Juillet 2012 (2012)
-

- Royer D. et Dieulesaint E.
Livre *Ondes élastiques dans les solides*, Volume **1**
Eds : Masson (1996)
- Rudov-Clark S., Mouritz A., Lee L. et Bannister M.
Fibre damage in the manufacture of advanced three-dimensional woven composites
Composites: Part A, Volume **34**, pp.963-970 (2003)
- Ruprecht D. et Müller H.
Livre *A Scheme for Edge based adaptative Tetrahedron Subdivision*
Eds : Hege, H and Polthier, K (1994)
- Schell J., Renggli M., Van Lenthe G., Muller R. et Ermanni P.
Micro-computed tomography determination of glass fibre reinforced polymer meso-structure
Composites Science and Technology, Volume **66**, pp.1348-1353 (2006)
- Schneider, J, Marcin, L, Aboura, Z, and Marsal, D
Experimental investigation and behavior modeling of a 3D interlock woven fabric composite : Part 1
Recent advances in textile composite, Newark Delaware, October (2008)
- Scida D., Aboura Z. et Benzeggagh M.
The effect of ageing on the damage events in woven-fibre composite materials under different loading conditions
Composites Science and Technology, Volume **62**, pp.551-557 (2002)
- Scida D., Aboura Z., Benzeggagh M.L. et Bocherens E.
Prediction of the elastic behaviour of hybrid and non-hybrid woven composites
Composites Science and Technology, Volume **57**, pp.1727-1740 (1998)
- Seale M., Smith B. et Prosser W.
Lamb waves assessment of fatigue and thermal damage in composites
Journal of the Acoustical Society of America, Volume **103**, pp.2416-2424 (1998)
- Searles K., Odegard G. et Kumosa M.
Micro- and mesomechanics of 8-harness satin woven fabric composites: I - evaluation of elastic behavior
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **32**, pp.1627-1655 (2001)
- Sherburn M.
Geometric and Mechanical Modelling of Textiles
Thèse de Doctorat, University of Nottingham (2007a)
- Sherburn, M
Program *TexGen v3*
<http://texgen.sourceforge.net> (23-4-2007b)
- Shrotriya P. et Sottos N.
Viscoelastic response of woven composite substrates
Composites Science and Technology, Volume **65**, pp.621-634 (2005)

-
- Sihn, S, Wang, Y, and Zhou, E
Computational modeling of 3-d textile composites
Fifteenth international conference on composite materials ICCM15, Durban, South Africa (2005)
- Snyder J.
Generative Modeling for Computer Graphics and CAD
Academic Press, San Diego, CA (1992)
- Soden P.D., Hinton M.J. et Kaddour A.S.
Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates
Composites Science and Technology, Volume **58**, pp.1011-1022 (1998)
- Stig F. et Hallström S.
A Modelling Framework for Composites containing 3D Reinforcement
Composite Structures, Volume **94**, pp.2895-2901 (2012a)
- Stig F. et Hallström S.
Spatial modelling of 3D-woven textiles
Composite Structures, Volume **94**, pp.1495-1502 (2012b)
- Tan P., Tong L. et Steven G.P.
Modelling for predicting the mechanical properties of textile composites - A review
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **28**, pp.903-922 (1997)
- Tan P., Tong L., Steven G.P. et Ishikawa T.
Behavior of 3D orthogonal woven CFRP composites. Part I. Experimental investigation
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **31**, pp.259-271 (2000)
- Thom H.
Finite element modeling of plain weave composites
Journal of Composite Materials, Volume **33**, pp.1491-1511 (1999)
- Toyama N., Noda J. et Okabe T.
Lamb wave method for quick inspection of impact-induced delamination in composite laminates
Composites Science and Technology, Volume **63**, pp.1473-1479 (2003)
- Toyama N. et Okabe T.
Effects of tensile strain and transverse cracks on Lamb-wave velocity in cross-ply FRP laminates
Journal of Materials Science, Volume **39**, pp.7365-7367 (2004)
- Toyama N. et Takatsubo J.
An investigation of non-linear elastic behavior of CFRP laminates and strain measurement using Lamb waves
Composites Science and Technology, Volume **64**, pp.2509-2516 (2004)
- Trias D., Costa J., Mayugo J. et Hurtada J.
Random models versus periodic models for fibre reinforced composites
Computational Materials Science, Volume **38**, pp.316-324 (2006)
-

- Trochu F., Ruiz E., Achim V. et Soukane S.
Advanced numerical simulation of liquid composite molding for process analysis and optimisation
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume **37**, pp.890-902 (2006)
- Vandellos T.
Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiés
Thèse de Doctorat, Université de Bordeaux 1 (2011)
- Varna J., Joffe R., Berglung L. et Lundström T.
Effect of voids on failure mechanisms in RTM laminates
Composites Science and Technology, Volume **53**, pp.241-249 (1995)
- Vassiliadis, S, Kallivretaki, A, Domvoglou, D, and Provatidis, C
Livre *Advances in Modern Woven Fabrics Technology*, Chapitre 3
Eds : Vassiliadis, S (2011)
- Verleye B.
Computation of the permeability of multi-scale porous media with application to technical textiles
Thèse de Doctorat, KUL (2008)
- Verpoest I. et Lomov S.
Virtual textile composites software Wisetex: Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis
Composites Science and Technology, Volume **65**, pp.2563-2574 (2005)
- Wang Y. et Sun X.
Digital-element simulation of textile processes
Composites Science and Technology, Volume **61**, pp.311-319 (2001)
- Wentorf R., Collar R., Shephard M.S. et Fish J.
Automated modeling for complex woven mesostructures
Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume **172**, pp.273-291 (1999)
- Whitcomb J.D.
Livre *Three-Dimensional Stress Analysis of Plain Weave Composites*
Eds : O'Brien, TK (1991)
- Woo K. et Whitcomb J.D.
Effects of fiber tow misalignment on the engineering properties of plain weave textile composites
Composite Structures, Volume **37**, pp.343-355 (1997)
- Wu Z.
Three-dimensional exact modeling of geometric and mechanical properties of woven composites.
Acta Mechanica Solida Sinica, Volume **22**, pp.479-486 (2009)
- Xu J., Cox B.N., McGlockton M.A. et Carter W.C.
A binary model of textile composites - II. The elastic regime
Acta Metallurgica et Materialia, Volume **43**, pp.3511-3524 (1995)

- Zako M., Uetsuji Y. et Kurashiki T.
Finite element analysis of damaged woven fabric composite materials
Composites Science and Technology, Volume **63**, pp.507-516 (2003)
- Zhang Y., Hughes T.J.R. et Bajaj C.L.
An automatic 3D mesh generation method for domains with multiple materials
Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume **199**, pp.405-415 (2010)
- Zhao L., Warrior N. et Long A.
A thermo-viscoelastic analysis of process-induced residual stress in fibre-reinforced polymer-matrix composites
Materials Science and Engineering A, Volume **452-453**, pp.483-498 (2007)
- Zhou, E, Mollenhauer, DH, and Larve, EV
A realistic 3-D textile geometric model
Seventeenth international conference on composite materials ICCM-17, Edinburgh, United Kingdom (2009)
- Zhou G., Sun X. et Wang Y.
Multi-chain digital element analysis in textile mechanics
Composites Science and Technology, Volume **64**, pp.239-244 (2004)

Gaël GRAIL

Approche multimodèle pour la conception de structures composites à renfort tissé

Pour optimiser les structures des avions, il est maintenant nécessaire de concevoir le matériau au « juste-besoin », de façon à diminuer le ratio masse/performance. Par une bonne gestion du procédé de fabrication et un choix judicieux des matériaux constitutifs, les composites à renfort tissé et à matrice organique ont ce potentiel. Mais pour l'exploiter pleinement, de nouvelles approches adaptées à ce type de matériau doivent être développées. Pour cela, une chaîne de calcul multimodèle est proposée, permettant de prévoir les propriétés mécaniques élastiques saines ou endommagées du matériau à partir de ses paramètres de conception. Cette chaîne est établie à l'échelle mésoscopique, pour pouvoir prendre en compte la géométrie du renfort. Une procédure spéciale de création de maillages de cellules mésoscopiques de composites tissés a été développée, de façon à faire le lien entre la déformée du renfort après mise en forme, obtenue par simulation EF, et les autres modèles de la chaîne (injection de résine, cuisson du composite, comportement mécanique). Le bon fonctionnement de l'approche est montré par l'étude de deux cas-tests, un renfort de quatre plis de taffetas et un renfort de quatre plis de satin de 5, chacun compactés à différents niveaux et selon plusieurs configurations d'imbrication de plis. Enfin, pour anticiper la validation de la chaîne de modélisation, une étude expérimentale comparative entre plusieurs composites tissés compactés à différentes épaisseurs a été menée. Ce travail se place dans le cadre de la construction future d'une chaîne multi-échelle plus globale qui, parcourue dans le sens inverse, permettra de concevoir le matériau sur-mesure en fonction des performances structurales locales désirées.

Mots clés : composites tissés, échelle mésoscopique, modélisation éléments finis, endommagement

A multimodel strategy for woven composite structures design

In order to optimize aeronautic structures, the manufacturing process must be tailored to the structural needs, with the aim of reducing the density/performance ratio. Polymer composites with woven reinforcements offer a large flexibility due to a vast choice of constituent materials and manufacturing process parameters. However, to entirely exploit their potential, new design methods specifically adapted to this type of material have to be developed. For this purpose, a modeling chain is proposed, which is able to predict the elastic properties of the intact or damaged material, by incorporating the manufacturing process parameters. The chain is built at the mesoscopic scale, to take into account the reinforcement geometry. A special procedure to generate finite element (FE) meshes of mesoscopic representative unit cells of woven composites has been developed, which links the deformation of the reinforcement, obtained from FE calculations, to the other models of the chain (resin injection, curing, and mechanical behavior). Two materials are studied to show the potential of the modeling chain: A four ply lay-up of a plain weave and of a satin weave fabric are considered, each of them having several compaction ratios and different nesting between the plies. With the aim of a validation of the modeling chain, multi-instrumented experimental tests have been carried out on several multi-layer plain weave composites with different thicknesses. In future applications, the proposed strategy will be placed in a toolbox able to design optimum woven composite structures based on local performance requirements.

Keywords: woven composites, mesoscopic scale, finite element modeling, damage

Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales
BP 72 - 29 Avenue de la division Leclerc
92322 CHATILLON CEDEX
Tél : + 33 (01) 46 73 40 40 - Fax : + 33 (01) 46 73 41 41
<http://www.onera.fr>