N° d'ordre : 40402

UNIVERSITÉ LILLE I - SCIENCES ET TECHNOLOGIES
Ecole doctorale : SMRE
Spécialité : Molécules et matière condensée

THÈSE DE DOCTORAT

pour l'obtention du titre de

DOCTEUR de l'UNIVERSITE LILLE I

présentée par

Patrick LAPEYRONNIE

MISE EN OEUVRE ET COMPORTEMENT MECANIQUE DE COMPOSITES ORGANIQUES RENFORCES DE STRUCTURES 3D INTERLOCKS

Soutenue le **14 décembre 2010** devant le jury composé de :

Prof. Daniel COUTELLIER	ENSIAME Valenciennes	Président
Prof. Zoheir ABOURA	UTC Compiègne	Rapporteur
Prof. Bruno CASTANIÉ	INSA Toulouse	Rapporteur
Dr Bertrand LANGRAND	ONERA Lille	Examinateur
Prof. Christophe BINÉTRUY	Ecole des Mines de Douai	Directeur de thèse
Dr Philippe LE GROGNEC	Ecole des Mines de Douai	Co-encadrant
Dr François BOUSSU	ENSAIT	Invité

Laboratoire d'accueil :
Département Technologie des Polymères et Composites & Ingénierie Mécanique,
Ecole des Mines de Douai

Remerciements

Je remercie **Patricia Krawczak**, responsable du département Technologie des Polymères et Composites & Ingénierie Mécanique, de m'avoir accueilli durant ses trois années.

Je remercie chaleureusement **Christophe Binétruy**, qui a dirigé ce travail. Sa disponibilité, son écoute attentive mais aussi sa motivation contagieuse, ses connaissances et nos conversations sur les composites ont permis l'aboutissement de la thèse. Il a toujours su m'encourager et me conseiller lors de mon parcours afin que je m'épanouisse en tant que chercheur.

Je remercie tout particulièrement **Philippe Le Grognec** pour avoir suivi mon travail quotidiennement. J'ai beaucoup apprécié son encadrement riche, ses conseils avisés, l'intérêt qu'il a porté à mon travail et notre collaboration simple et efficace. Sa rigueur scientifique et sa grande persévérance ont permis de résoudre bien des problèmes.

Je remercie également **François Boussu** et **Saad Nauman** de l'ENSAIT pour leur aide précieuse et éclairée sur le tissage et les tissus. Je remercie François d'avoir participé à mon jury de thèse.

Je remercie **Daniel Coutellier** d'avoir présidé le jury de thèse, **Zoheir Aboura** et **Bruno Castanié** d'avoir rapporté mon mémoire et **Bertrand Langrand** d'avoir examiné mon travail.

Vient à présent le tour des personnes qui m'ont aidé, suivi et supporté durant mon travail. **Sébastien Comas-Cardona** m'a fourni son aide précieuse et constante sur la mise en œuvre et la post-étude des composites (merci à **Thomas Popek**) (*et pour les champs de bosses enneigés et tout le reste*). **Olivier Skawinski** a toujours répondu présent à mes appels au secours quand j'étais coincé sous la Zwick. Je n'oublie pas mes deux compères : **Stéphane Panier** qui m'a épaulé sur la décohésion et le cluster (*et le slow princier...*) et **Cyril Lainé** pour son aide sur la décohésion, l'infusion et Abaqus/Python (*et surtout, pas d'infusion après minuit !*). Et enfin, **Benoit Cosson** m'a initié à Matlab pour la partie numérique. Je remercie **Daniel Zakrzewski** et **Jean-Claude Depret** pour les derniers essais mécaniques. En plus de votre aide, merci pour nos rigolades et autres délires !

Maintenant, je remercie ceux qui ont fait que cette thèse s'est passée dans la joie et la bonne humeur. **Delphine Lefèvre** pour avoir été ma voisine, nos poilades, nos plus ou moins longues pauses thé et avoir relu ma thèse. **Sophie Dropsit** pour avoir supporté mes longs silences sur le trajet du matin et mon humour grinçant, encore aujourd'hui. **Dominique Rémy** pour être Dominique. (Docteur !) **François Touchaleaume** pour nos longues conversations au labo et surtout hors labo. Et enfin pour leur gentillesse : **Mylène**, **Patrice**, **Anne**, **Tuan**, **Mariem**, **Fanfei**, **Maurin**, **Prashantha**, **Rashmi**, **Sira**, **Vincent**, **Madiha**, **Dmytro**, **Yi/Irène**, **Elena**, **Catherine C.**, **Murielle**, ...

Je tiens à dire à **mes parents** : merci d'avoir été là pour moi !

Table des matières

Remerciements **i**

Introduction **1**

1 Etat de l'art **5**

1.1 Matériaux composites à renforts tissés 3D interlocks 5

1.1.1 Historique 5

1.1.1.1 Problématique des modes de rupture des stratifiés 5

1.1.1.2 Solutions envisagées 6

1.1.2 Architecture interlock 6

1.1.3 Caractéristiques des renforts tissés 3D 8

1.1.4 Fabrication du renfort et du composite 10

1.1.5 Applications 14

1.1.6 Axes de recherche sur les composites 3D 15

1.2 Modélisation géométrique 16

1.2.1 Chemin des fils 16

1.2.2 Section des fils 19

1.2.3 Influence de la compaction et de l'imbrication des fils sur l'architecture 20

1.2.4 Paramètres géométriques importants 22

1.2.5 Conclusions sur la modélisation géométrique 25

1.3 Modélisation mécanique de composites à renforts 3D 25

1.3.1 Approches analytiques pour le comportement élastique 26

1.3.2 Approches numériques du comportement élastique 31

1.3.3 Généralités sur les approches micro-mécaniques et l'homogénéisation périodique 33

1.3.4 Modélisation numérique de la rupture et de l'endommagement des composites 3D 36

1.3.5 Logiciels spécifiques de modélisations textile et mécanique 43

1.3.5.1 Logiciels de modélisation géométrique textile 43

1.3.5.2 Logiciels de modélisations textile et mécanique 44

1.3.6 Conclusions sur la modélisation mécanique 45

1.4 Caractérisation mécanique des composites 3D 46

1.4.1 Traction 46

1.4.2 Compression 50

1.4.3 Impact 51

1.4.4 Cisaillement interlaminaire 52

1.4.5 Flexion . . . 53
1.5 Conclusions sur l'état de l'art . . . 53

2 Etude expérimentale : du tissage 3D à la caractérisation mécanique du composite 55
2.1 Structure interlock étudiée . . . 55
2.2 Fabrication du renfort 3D . . . 56
2.2.1 Description du tissage . . . 56
2.2.2 Effet de la tension des fils de chaîne . . . 59
2.2.3 Effet du tissage sur les propriétés mécaniques des fils . . . 60
2.3 Fabrication de plaques composites . . . 62
2.3.1 Mise en œuvre du procédé . . . 62
2.3.2 Qualité des plaques . . . 64
2.4 Mesure des dimensions caractéristiques du composite interlock . . . 70
2.5 Mesure des fractions volumiques de fibres . . . 70
2.6 Essais mécaniques de caractérisation . . . 73
2.6.1 Traction sur fils imprégnés . . . 73
2.6.2 Traction sur composite interlock . . . 75
2.6.3 Flexion sur composite interlock . . . 79
2.7 Conclusions de l'étude expérimentale . . . 83

3 Modélisation numérique du comportement élastique d'un composite 3D interlock 85
3.1 Etude préliminaire : approches analytiques . . . 86
3.2 Homogénéisation périodique . . . 88
3.2.1 Objectifs de la méthode . . . 88
3.2.2 Principe de la méthode . . . 89
3.2.3 Démarche retenue . . . 91
3.3 Modélisation numérique par éléments finis . . . 92
3.3.1 Choix de la cellule unité paramétrable . . . 92
3.3.2 Modélisation sous Abaqus/CAE . . . 94
3.4 Validation de la méthode sur une géométrie simple . . . 100
3.5 Résultats numériques . . . 106
3.5.1 Comparaison analytique / numérique . . . 107
3.5.2 Comparaison numérique / expérimentale . . . 113
3.6 Conclusions de l'étude numérique du comportement élastique . . . 116

4 Etude de l'endommagement d'un composite 3D interlock 117
4.1 Endommagement dans les composites interlocks . . . 117
4.2 Modélisation de la décohésion sous Abaqus . . . 118
4.3 Etude préliminaire de la modélisation de l'endommagement d'un composite sandwich 3D . . . 122
4.3.1 Spécificités du sandwich Napco® . . . 122
4.3.2 Démarche de calcul retenue . . . 123
4.4 Modélisation géométrique spécifique du composite interlock . . . 127
4.5 Résultats numériques . . . 129

4.6 Conclusions de l'étude numérique de la décohésion fil/matrice 131

Conclusion et perspectives **133**

Bibliographie **137**

Table des figures **149**

Liste des tableaux **152**

Introduction

Les matériaux composites à renforts fibreux et à matrice polymérique occupent une place très importante dans de nombreux domaines de l'industrie. Cette tendance est encore plus marquée depuis quelques années où les nouveaux composites deviennent de plus en plus fonctionnels et fiables, et de moins en moins coûteux. Ces qualités s'ajoutent à celles déjà bien connues que sont la légèreté, les résistances mécanique et chimique avec en particulier une bonne tenue à la fatigue et à la corrosion, la maintenance réduite et la possibilité de fabrication de pièces complexes. Grâce à tous leurs avantages, ces matériaux composites sont synonymes de progrès et d'innovation, et stimulent la recherche et le développement de nouveaux produits et de nouveaux marchés. Les composites structuraux intéressent depuis longtemps l'aérospatiale, l'aéronautique, le nautisme, et de manière plus récente l'automobile, le génie civil et les sports et loisirs.

Il existe un très grand nombre de types de renforts qui diffèrent par leur architecture, les matériaux utilisés et les applications structurelles souhaitées. Les structures les plus utilisées sont les stratifiés unidirectionnels et multidirectionnels. Les stratifiés sont employés dans des applications de haute technologie pour leurs excellentes propriétés mécaniques (forte rigidité). Ils se comportent de façon remarquable si les chargements sont dans le plan du renfort dans la direction des fibres. Mais lorsque le chargement est hors plan, la résistance mécanique chute considérablement. Par exemple, lors d'un impact à basse vitesse comme la simple chute d'un outil sur une aile d'avion, un stratifié 2D (c'est-à-dire sans renforcement dans l'épaisseur) est endommagé et doit être réparé, voire remplacé. Pour des vitesses d'impact plus élevées, par exemple la collision en plein vol avec un oiseau ou un impact balistique, le composite 2D est encore plus endommagé. Pour ces questions de résistance à l'impact mais aussi pour des problèmes de rupture par délaminage et de tolérance à l'endommagement, le composite à renfort 3D, comportant des fibres dans la direction hors-plan, lui est préféré.

Un renfort 3D est composé de fils continus dans les trois directions principales, avec en particulier des fils orientés suivant l'épaisseur qui permettent une augmentation des propriétés mécaniques (raideur et résistance à la rupture) dans cette direction. Différents types de renforts 3D sont rencontrés : le tissé, le tressé, le tricoté et le stratifié cousu. Nous ne nous intéresserons qu'aux tissus parmi lesquels on distingue deux familles : les orthogonaux et les interlocks d'angle. Chacune de ces familles est elle-même divisée en plusieurs sous-ensembles selon l'enchevêtrement des fils. On distingue les configurations : liaison couche-à-couche et liaison dans l'épaisseur. Nous nous intéresserons dans cette étude à une structure interlock d'angle couche-à-couche. Les structures interlock sont peu

connues du fait de la difficulté de compréhension de leur comportement mécanique due à leur architecture complexe. Des études ont déjà été menées sur les renforts orthogonaux mais peu concernent les interlocks d'angle.

La réticence des industriels à utiliser des renforts 3D provient du dilemme entre continuer avec les stratifiés à faible résistance au délaminage et aux impacts, mais dont les propriétés sont bien connues, et introduire de nouveaux matériaux résistants au délaminage mais possédant des propriétés dans le plan atténuées, et pour lesquels le retour sur expérience reste à ce jour très limité. Les avantages de ces matériaux 3D peuvent-ils contrebalancer les défauts usuels précédemment cités, sans apporter à leur tour de nouveaux inconvénients ? Comment trouver un bon compromis entre réduction des propriétés planes et amélioration des propriétés hors-plan ? Il s'agit là d'un subtil équilibre qui nécessite le développement de nouvelles méthodes d'essais et de conception et d'outils d'analyse de structures.

Dans ce travail, on s'intéresse à la modélisation mécanique de ce type de matériaux, en corrélation avec une analyse expérimentale, englobant les effets inhérents au processus complet de fabrication du composite (tissage et procédé d'infusion) et des essais mécaniques, afin de mieux comprendre le comportement des composites interlocks. Cette thèse est menée en parallèle d'une autre thèse, conduite au laboratoire GEMTEX (GEnie et Matériaux TEXtiles) de l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Industries du Textile (ENSAIT), sur la modélisation géométrique et l'étude morphologique de tissus interlock. Dans ce cadre, une première modélisation géométrique a été générée grâce au logiciel TexGen de l'université de Nottingham, à partir de mesures effectuées sur un interlock d'angle couche-à-couche. S'inspirant de ce premier résultat, un modèle géométrique a pu être généré sur le code de calcul par éléments finis Abaqus en vue d'une analyse numérique du comportement en statique et de l'endommagement par un phénomène de décohésion fil/matrice.

On souhaite donc modéliser le comportement global du composite, ce qui nécessite de connaître les propriétés mécaniques macroscopiques qui sont difficiles à déterminer à cause de l'hétérogénéité et de l'architecture complexe du composite interlock. Une solution est de déterminer les propriétés effectives équivalentes du composite par homogénéisation. Une réflexion est menée sur les méthodes d'homogénéisation adaptées à ce type de matériaux épais et périodiques. Toute la difficulté réside dans la prise en compte correcte de l'inclinaison des fils, des déformations initiales en général et des précontraintes associées, dues à la fabrication du tissu et du composite, et impliquant des changements dans ses propriétés mécaniques. De façon à pouvoir faire varier la géométrie des interlocks envisagés, du fait de la multitude de configurations existantes, une architecture paramétrée est développée par le biais d'un programme en langage Python^{TM}, permettant entre autres de générer automatiquement la géométrie et le maillage d'un interlock en vue d'un calcul sous Abaqus. Se basant sur cette même représentation d'une cellule unité, la décohésion fil/matrice est modélisée sous Abaqus par une loi de traction/séparation caractérisant cette interface.

Mais il semble difficile de modéliser ces comportements sans une représentation fidèle du matériau, que ce soit du point de vue géométrique, des propriétés des constituants ou de la santé du composite (non introduite ici). Tout ce travail numérique est une première étape dans l'étude des matériaux à renforts 3D, la paramétrisation de la cellule ouvre sur

d'autres architectures qui peuvent nécessiter une modélisation géométrique encore plus approfondie et adaptable.

Le premier chapitre de ce manuscrit s'intéresse à l'état de l'art sur les tissus 3D interlocks d'angle et orthogonaux : seront abordés dans l'ordre, la modélisation géométrique, les modèles mécaniques, analytiques et numériques, et les essais mécaniques associés. Le second chapitre traite du travail expérimental : l'analyse du tissage et de ses possibles effets sur les fibres et la structure du renfort, l'étude du procédé d'infusion et de l'écoulement pour déterminer la qualité du produit final pouvant influer sur le comportement mécanique et enfin la réalisation d'essais mécaniques pour une comparaison avec les résultats numériques. Le troisième chapitre présente la méthode d'homogénéisation périodique. Puis, sont mis en avant le travail de modélisation géométrique d'une cellule élémentaire d'un interlock de manière automatique, par la réalisation d'un programme Python^{TM}, la démarche d'homogénéisation développée et les résultats correspondants. La dernière partie suit en toute logique l'étude du comportement élastique avec celle de l'endommagement, plus spécifiquement de la décohésion fil/matrice permettant de déterminer l'initiation de la rupture de ce matériau.

Chapitre 1

Etat de l'art

1.1 Matériaux composites à renforts tissés 3D interlocks

1.1.1 Historique

1.1.1.1 Problématique des modes de rupture des stratifiés

Les composites à renforts textiles sont reconnus pour leur légèreté, leur flexibilité et leur capacité de résistance à la rupture. Les premières structures textiles ont été utilisées dans les années 1920 par Boeing Aircraft pour des ailes d'avion puis par General Electric dans les années 1950 pour des cônes de nez d'avion en carbone/carbone [KO, 1999]. Il s'agissait principalement de stratifiés (empilement de renforts unidirectionnels ou de tissus bidimensionnels) dont l'utilisation se développa dans les domaines nautique, aéronautique, automobile et du bâtiment. Ils sont employés pour des applications de haute technologie nécessitant une grande résistance à la rupture et une grande rigidité grâce à un taux élevé de fibres. Mais ces types de renforts montrèrent rapidement leur limite, le composite devant être chargé dans le plan du renfort pour que le stratifié agisse de manière efficace. Mais lorsque la structure est soumise à un chargement dans une autre direction, la rupture se produit au niveau des interfaces interlaminaires.

Il s'agit de l'un des modes de rupture les plus communs des composites stratifiés : le délaminage. Il peut les dégrader jusqu'à les rendre inopérants en service. Sa représentation se base sur celle des stratifiés : c'est une rupture qui s'initie entre les couches homogènes anisotropes. En réalité, c'est un plan de rupture qui peut se propager au travers des interfaces entre fibres et matrice, ainsi qu'à l'intérieur de la matrice. Les causes principales du délaminage, hormis les sollicitations extérieures, sont les défauts de fabrication, les singularités géométriques (sections courbes ou changement brusque de sections en bout de plaques et au niveau de recouvrements), l'humidité et la température de l'environnement [PAG, 2000]. Ce phénomène de délaminage est accentué lors d'un impact qui peut seul conduire à la ruine complète de la structure. Contrairement aux impacts à vitesse

intermédiaire ou balistique ayant pour conséquence une ruine visible du composite par pénétration ou perforation, l'endommagement causé par un impact à basse vitesse est très difficile à identifier car il est souvent invisible en surface [COU, 2006]. De manière générale, les stratifiés montrent donc une faible résistance au délaminage et en particulier aux impacts [SMI, 2000].

1.1.1.2 Solutions envisagées

Les premières solutions envisagées pour une meilleure résistance au délaminage ont eu pour effet de diminuer les contraintes interlaminaires. A partir des structures stratifiées, certaines améliorations sont alors apportées : un ordre d'empilement adéquat ou bien une utilisation d'intercouches de résine résistante et ductile. L'enveloppement des plis par une restratification est encore une solution mais très onéreuse et coûteuse en main d'œuvre.

La solution la plus classique est l'introduction de fils ou de coutures dans l'épaisseur. L'interconnectivité des couches permet d'améliorer la tolérance au dommage et de réduire la propagation de rupture. Cependant, l'introduction de ces fils dans la troisième direction déforme l'architecture initiale, pouvant ainsi réduire la rigidité et la résistance planes et causer de nouveaux modes de ruine potentiels [PAG, 2000]. L'utilisation de tissus tridimensionnels s'est donc développée fébrilement dans des secteurs de technologie de pointe, avec une première apparition dans l'industrie aérospatiale. Les premières applications dans les années 1960 sont des composites carbone/carbone en raison de leurs propriétés mécaniques multidirectionnelles et thermiques. Par exemple, la société Avco a remplacé ses alliages de métaux hautes températures dans la fabrication de freins d'avion par des composites 3D carbone/carbone pour des raisons de coûts [MOU, 1999]. Il a fallu tout de même encore une dizaine d'années pour que les structures 3D soient reconnues comme une solution aux problèmes de délaminage des structures 2D, principalement à cause du coût de production élevé des renforts qui a limité l'usage au secteur de l'aérospatial. Les applications se sont étendues depuis à divers domaines, tels que l'aéronautique, l'automobile, les infrastructures de bâtiments et même les implants chirurgicaux.

1.1.2 Architecture interlock

L'architecture interlock fait partie de la famille des renforts 3D. Il n'existe cependant pas de classification précisément établie pour les interlocks. Ces derniers peuvent être définis comme des assemblages de fils continus dans trois directions distinctes : deux dans le plan de la structure (chaîne et trame) et la troisième dans la direction de l'épaisseur. Les fils dans l'épaisseur lient les différents plans entre eux et constituent ainsi une structure monolithique. Le plan des fils de chaîne et de trame sera noté par la suite le plan xy (ou de référence) et les fils inclinés dans l'épaisseur seront appelés fils liants ou fils Z. On différencie les architectures 3D par leur mode de fabrication : le tissage, le tressage, le tricotage et les stratifiés cousus. Le tressage donne des préformes avec des sections relativement faibles et des propriétés mécaniques non constantes. La plupart des machines de tricotage ne produisent pas de préformes épaisses avec une forte densité de fibres. Pour les stratifiés

cousus, très utilisés dans l'aérospatial, les machines ne donnent pas de préformes de plus de 1 m de long et 5 mm d'épaisseur, ni de composites incurvés ou de structures complexes.

Bogdanovitch s'est intéressé à la terminologie liée à la famille des renforts 3D [BOG, 2009]. Il définit d'abord l'aspect *trois dimensions* ou *3D* de ces renforts qui acquièrent cette troisième dimension lors du tissage où un type de fils traverse plusieurs couches dans l'épaisseur. C'est une notion qu'il ne faut pas confondre avec la mise en forme du renfort qui peut être aussi en trois dimensions (tubes, jonctions ou panneaux de forme complexe par exemple). Il différencie aussi les termes *multicouche*, associé à l'empilement de différents plis tel un stratifié, et *monolithique* ou *unitaire*, qualifiant les composites à une seule couche de renfort tels que les renforts 3D. Les composites multicouches comportent des *macro-interfaces* entre les plis qui sont les lieux privilégiés de délaminage. Ces zones sont absentes dans les renforts *monolithiques* par définition, seules des micro-interfaces entre les fils et la matrice subsistent dans la structure. Ces définitions aident à mieux comprendre les différences entre les stratifiés classiques et les renforts 3D et justifient par la même occasion l'emploi de ces nouveaux renforts.

Cette étude se focalisera sur les structures tissées monolithiques, classifiées selon Boussu et al. de la manière suivante [BOU, 2007] :

- les *orthogonaux* où les fils Z sont perpendiculaires au plan et traversent tout le composite dans l'épaisseur, entre deux colonnes successives de fils de trame (Fig. 1.1) ;
- les *interlocks d'angle couche-à-couche* où les fils liants traversent au moins deux couches (Fig. 1.2a) ;
- les *interlocks d'angle dans l'épaisseur* où les fils liants traversent tout le composite dans l'épaisseur sur plus de deux colonnes de fils de trame et lient ainsi les couches extérieures entre elles (Fig. 1.2b).

Avant de continuer, il est nécessaire de définir, afin d'éviter toute confusion par la suite, certains termes rencontrés dans la littérature :

- Fils de chaîne : fils alignés suivant la direction de tissage ;
- Fils de trame : fils insérés perpendiculairement aux fils de chaîne, formant ainsi le plan de référence ;
- Fils liants ou fils Z : fils traversant plusieurs couches dans l'épaisseur pour les connecter entre elles ;
- Inclinaison : angle définissant le chemin idéalisé suivi par un fil ;
- Entrelacement : liaison des couches entre elles ;
- Ondulation : désalignement, suivant la direction de l'épaisseur, des chemins des fils ;
- Embuvage : désalignement, dans le plan de référence, des chemins des fils de chaîne ;
- Retrait : désalignement, dans le plan de référence, des chemins des fils de trame ;
- Ecrasement : déformation locale d'un fil sous l'action d'un autre fil ou d'une pression extérieure.

Les interlocks d'angle sont constitués de fils placés suivant un certain angle par rapport à la direction horizontale d'un fil de chaîne ou de trame, ce qui caractérise l'inclinaison

de ces fils et donc leur chemin. La géométrie des préformes interlocks d'angle dépend du nombre de couches entrelacées, du motif de répétition et de la présence de fils dans le plan [TAN, 1999]. Leur épaisseur peut atteindre 10 cm. On peut différencier les interlocks selon que les fils liants sont de chaîne ou de trame. En général, ce sont les fils de chaîne qui sont utilisés dans l'épaisseur et seuls les fils de trame sont utilisés dans le plan. En faisant varier ces paramètres, on différencie les interlocks d'angle à entrelacement constant et à entrelacement non constant. Pour la première catégorie, le nombre de couches entrelacées est constant et les fils de chaîne suivent tous le même chemin, comme on peut le voir sur la figure 1.3. Pour la seconde catégorie, le nombre de couches entrelacées varie selon les fils liants, le motif est décalé et les couches extérieures ont en plus leur propre fil liant comme on peut le voir sur la figure 1.4.

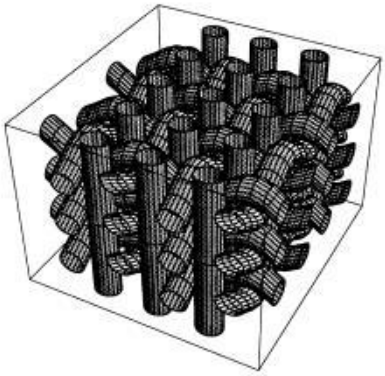

Figure 1.1 – Tissu 3D orthogonal [ADA, 1998]

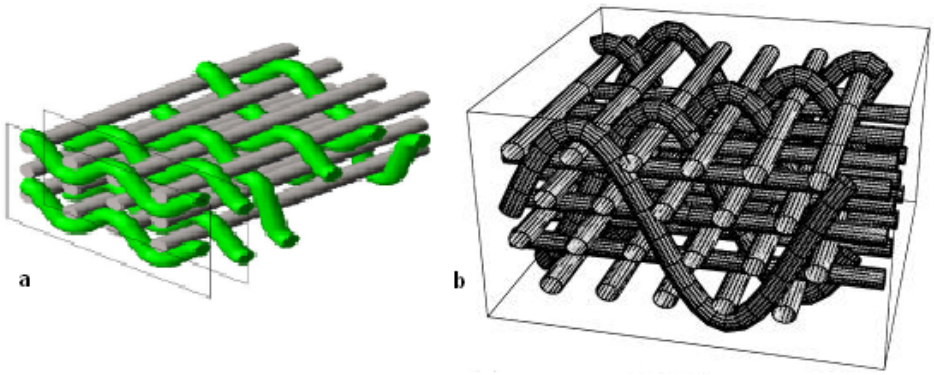

Figure 1.2 – Tissus 3D interlocks d'angle : (a) couche-à-couche [NAU, 2007] et (b) dans l'épaisseur [ADA, 1998]

1.1.3 Caractéristiques des renforts tissés 3D

Les tissus 3D présentent des avantages notables par rapport aux autres renforts et viennent remplacer les stratifiés dans des applications où ces derniers ne sont plus adaptés. On peut citer comme atouts :

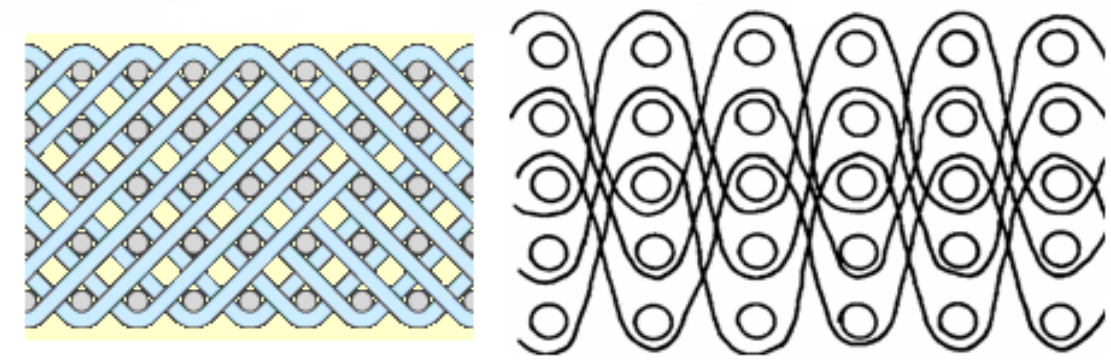

Figure 1.3 – Tissus interlocks d'angle avec un entrelacement constant [BOU, 2007]

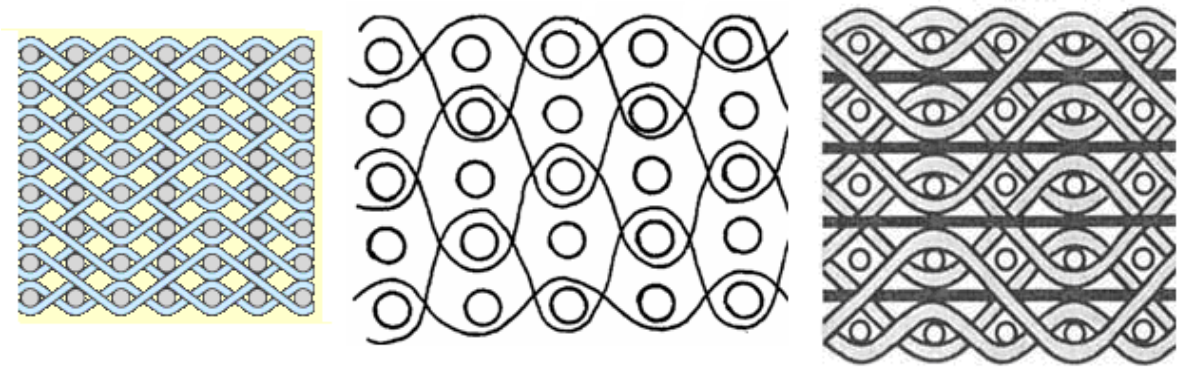

Figure 1.4 – Tissus interlocks d'angle avec un entrelacement non constant [BOU, 2007]

Fabrication

- la possibilité de fabriquer des préformes complexes aux formes de la pièce (*near-net-shape*) ayant de meilleures propriétés mécaniques, minimisant les besoins de coupe et d'assemblage de plis et permettant de diminuer le coût des matériaux et le temps de main-d'œuvre [ZHA, 2003] ;
- le contrôle de la quantité de fils Z pour ajuster les propriétés dans l'épaisseur (de 1% à 30% en volume [BAT, 2006]) ;
- la capacité à faire transiter la résine plus rapidement que dans des tissus 2D d'épaisseur équivalente [BAT, 2006] ;

Architecture

- une bonne stabilité dimensionnelle dans les directions chaîne et trame ;
- la faible sensibilité aux entailles par rapport aux alliages de métaux et aux stratifiés [COX, 1995] ;
- une structure 3D permettant d'éliminer les plans endommagés (les fils liants dissipent les chargements dans plusieurs directions et maintiennent les fils endommagés, conservant ainsi l'intégrité de la structure entière [KUO, 2003]) ;
- l'ondulation des fils liants en surface du tissu constituant une peau protectrice et jouant un rôle important dans l'évolution des dommages [KUO, 2006] ;

Mécanique

- la résistance aux impacts balistiques et à faible vitesse et de meilleures propriétés post-impact avec notamment une meilleure résistance à la propagation de fissure [SHE, 2003] ;
- une bonne résistance au délaminage ;
- une plus grande déformation à rupture en traction, compression et torsion ;
- une bonne déformabilité grâce à une très faible rigidité en cisaillement (sauf pour les orthogonaux) ;
- un comportement en régime élastique similaire à celui des stratifiés [COX, 1995].

Cependant, ce type de tissu présente quelques inconvénients inhérents à son architecture et à sa fabrication :

Fabrication

- une faible fraction volumique de fibres car l'entrelacement crée des espaces interfilaires et donc des zones riches en résine ; en général, cette fraction n'excède pas 55%, n'atteignant que rarement 60% [CAL, 1999], [COX, 1996] ;
- un endommagement des fils durant le tissage à cause de leur abrasion [COX, 1995] (cf. §1.1.4) ;

Mécanique

- des propriétés fortement anisotropes [MOU, 1999] ;
- une réduction des propriétés en compression plane, flexion et fatigue à cause de l'ondulation ; cette ondulation est due à l'entrelacement des fils plus important que dans les tissus 2D ; aux points d'entrelacement apparaît une force d'interaction entre les fils qui altère la géométrie et diminue par conséquent la rigidité et la résistance à la rupture du tissu [KUO, 2003] ; en principe, les fils dans le plan ne sont pas ondulés car ils ne s'entrelacent pas, mais en pratique ces fils sont distordus du fait des tensions appliquées pendant le tissage [MCG, 2003] ;
- une plus faible contrainte à rupture ;
- des caractéristiques à rupture sensibles à la quantité et à la distribution spatiale des défauts et des porosités [COX, 1995].

1.1.4 Fabrication du renfort et du composite

Le tissage de renforts 3D est présenté dans ce qui suit, ainsi que deux procédés de fabrication classiques des composites.

Tissage du renfort

Il existe actuellement très peu de métiers à tisser spécialisés dans le tissage 3D et ceux-ci ont été la plupart du temps développés par des entreprises, comme 3TEX Inc., pour leurs propres applications. Cependant, la fabrication d'un renfort 3D peut se faire sur des métiers à tisser Jacquard modifiés, assistés par ordinateur ou bien des métiers manuels, initialement dédiés aux tissus 2D.

Le tissage de structures 3D, possédant trois types de fils (chaîne, trame et liant), peut être divisé en plusieurs étapes [MOU, 1999], [RUD, 2003] (Fig. 1.5) :

- enroulement des fils sur un rouleau : avant le début du tissage, les fils de chaîne et liants sont enroulés sur des ensouples. Cette opération peut être remplacée par un cantre qui accueille les bobines de fils ;
- insertion des fils : c'est la phase de préparation des fils, qui passent dans le système de tension et sont insérés dans le système de levage ;
- mise en tension : c'est la première étape du tissage, les fils passent à travers des guides lestés et sont donc tendus pour les différencier dans le mécanisme de levage ;
- ouverture des fils de chaîne : le mécanisme de levage sélectionne et soulève les fils désirés grâce à des lices, créant ainsi la foule (espace ou angle créé par l'ouverture) pour faire passer les fils de trame avec les angles choisis par rapport à la chaîne (le mécanisme de levage peut être contrôlé soit mécaniquement soit électroniquement sur des métiers évolués) ; la séquence levant les fils de chaîne et liants contrôle la liaison entre tous ces fils et l'armure est ainsi créée ;
- insertion des fils de trame : la foule permet le passage d'un fil de trame à l'aide d'une navette ou d'une lance ;
- tassage : un peigne est utilisé pour espacer correctement les fils de chaîne dans la largeur du métier et pour compresser le tissu après le passage des fils de trame ;
- avancement du tissu : un système d'enroulement filamentaire permet l'avancée du tissu en tirant sur les fils de chaîne et liants et permet ainsi de répéter les étapes d'insertion de trame et de tassage.

Au final, le tissu est caractérisé par quatre ensembles de paramètres :

- les caractéristiques du fil : structure, masse linéique et propriétés matériaux ;
- les densités en chaîne et en trame : c'est le nombre de fils par centimètre ;
- les nombres de couches de chaîne et de trame ;
- l'armure : c'est le motif du tissage.

Les types de fibres les plus utilisées sont les fibres de carbone et les fibres de verre pour des applications d'impact basse et grande vitesses. Des fibres d'aramide et de polyéthylène haute performance ou à poids moléculaire ultra haut sont aussi utilisées pour des applications balistiques.

Lee et al. ont étudié le procédé de tissage des renforts 3D en carbone, ils ont constaté un endommagement des fils de chaîne : une réduction de la résistance en traction des fils de 12% a été mesurée [LEE, 2001]. Lee et al. et Rudov-Clark et al. se sont également intéressés à l'endommagement des fils de verre d'un renfort orthogonal et ont relevé 30% de perte en résistance pour les fils de chaîne et 50% pour les fils liants [LEE, 2002], [RUD, 2003]. Quel que soit le matériau, les causes principales d'endommagement sont l'abrasion, par frottement des fibres entre elles et contre les pièces du métier à tisser, et les flexions des fils liants qui suivent un chemin plus anguleux que les autres fils. Ces actions répétées se produisent principalement aux étapes de mise en tension et d'ouverture des fils de chaîne et sont plus nombreuses que pour un tissu 2D à cause du passage des fils dans l'épaisseur.

Les essais de traction utilisés par les auteurs pour quantifier ces pertes de performance sont discutés plus en détails au paragraphe 1.4.1. Une modification du métier à tisser fut proposée en recouvrant les parties en contact avec les fibres d'un matériau à faible coefficient de friction, tel que du PTFE.

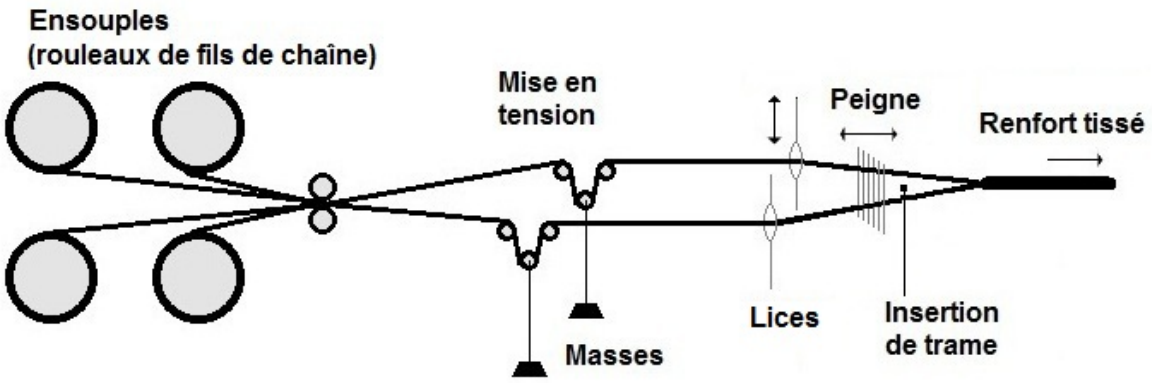

Figure 1.5 – Schéma d'un métier à tisser 3D

Procédés de fabrication du composite

Une fois la structure tissée, plusieurs choix sont possibles pour la fabrication du composite parmi les techniques LCM (*Liquid Composite Molding*). Le procédé de *Resin Transfer Molding* (RTM) est le plus utilisé (Fig. 1.6). Il permet un contrôle de l'épaisseur du composite et une fraction volumique de fibres plus grande par l'emploi d'un moule rigide et une bonne imprégnation par la résine grâce à des pressions de moulage de plusieurs bars. La cavité du moule propre est recouverte d'un agent démoulant, voire d'un gel coat. La préforme est placée dans la cavité puis le moule est refermé, et la résine liquide est injectée sous basse pression. Puis la résine réticule à l'aide des catalyseurs et de la température. Le moule est ouvert et refroidi à une température permettant un démoulage sans risque pour la pièce [ADA, 1997].

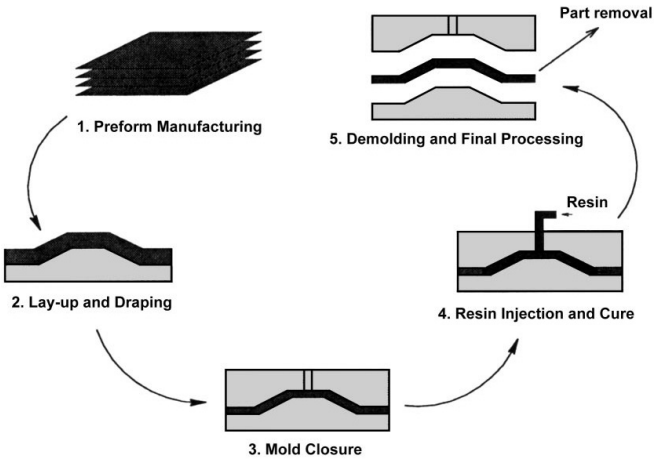

Figure 1.6 – Procédé RTM [ADV, 2000]

Une technique similaire au RTM est utilisée pour l'injection de résine avec une mise sous vide : le procédé *Vacuum Assisted Resin Transfer Molding* (VARTM). Cette technique présente quelques avantages par rapport à la technique RTM, tels qu'un coût d'outillage plus faible du fait de l'utilisation d'une membrane souple en guise de contre-moule, une mise en œuvre à température ambiante et la fabrication possible de grandes pièces (Fig. 1.7). L'application du vide avant l'injection permet l'évacuation de l'air facilitant l'imprégnation. Elle se décompose en cinq étapes :

- la surface du moule est nettoyée ;
- un agent démoulant et un gel coat sont appliqués sur la surface du moule ;
- la préforme est déposée dans le moule avec un milieu drainant en surface ou à cœur, le tout recouvert par un film flexible, et la cavité est scellée par un adhésif ; le vide est créé dans le moule pour aspirer la résine en complément de l'injection de résine ;
- après le remplissage de la cavité, la résine polymérise et se solidifie ;
- le composite solidifié est alors démoulé.

Les positions des points d'injection et des évents doivent être choisies soigneusement pour garantir un remplissage total du moule.

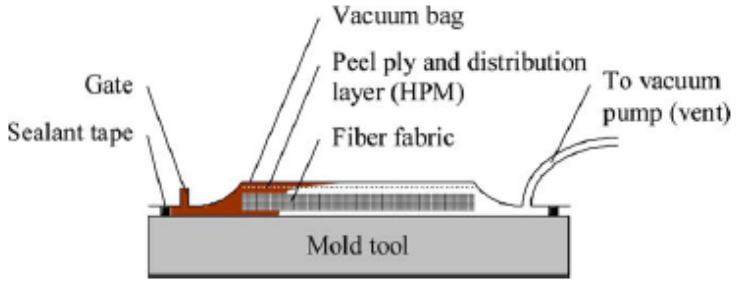

Figure 1.7 – Procédé VARTM [DON, 2006]

Durant la fabrication du composite, la structure tissée est compressée. Plusieurs changements s'opèrent si la pression est trop élevée : les fils sont comprimés et les moins ondulés d'entre eux ondulent de plus en plus et inversement. La forme des fils (trajectoire et section) est alors modifiée dans le composite selon des mécanismes difficiles à prédire avec précision. Ces points sont discutés au paragraphe 1.2.3.

Résines

Les résines thermodurcissables sont très utilisées dans les domaines de la défense, de l'aérospatial et de l'aéronautique. Elles sont choisies pour leurs bonnes propriétés mécaniques, leur température de transition vitreuse élevée et leur capacité à conserver leurs propriétés dans un environnement chaud et humide. Dans la famille des thermodurcissables, on retrouve principalement les résines polyester insaturée et époxy, cette dernière étant la plus utilisée avec les fibres de carbone. C'est un polymère à masse moléculaire relativement faible, utilisable dans de nombreuses conditions de température et de pression. Elle présente un faible retrait pendant la réticulation et possède de bonnes propriétés

mécaniques et thermiques et un remarquable pouvoir d'adhésion à une grande variété de substrats.

1.1.5 Applications

Dans le domaine **aéronautique**, les propriétés requises pour les matériaux utilisés sont une grande rigidité et une grande résistance à la rupture, une bonne tolérance au dommage avec une déformation après impact supérieure à 0.5%, synonyme d'absorption d'énergie importante. Il y a également une nécessité de bonne reproductibilité et de réduction des coûts de fabrication. Ces besoins deviennent de plus en plus importants étant donnée la part grandissante des composites dans les avions commerciaux, qui atteint aujourd'hui 22% pour l'A380 par exemple, et jusqu'à 50% pour le Boeing 787, le futur A350 et les avions de chasse. Un composite à renfort interlock en carbone a été développé par Safran et est déjà utilisé pour les contrefiches du système d'atterrissage du Boeing 787. Cette pièce est soumise à de fortes contraintes triaxiales et peut être sujette à des chocs pendant les phases d'atterrissage et de roulage. Ce composite est donc une réponse à ces problèmes. Des aubes de rotor, développées par Snecma, sont également fabriquées en composite interlock, avec une forme à double courbure (Fig. 1.8). Ce matériau est choisi pour sa bonne formabilité et sa résistance à la ruine totale lors d'un choc [LUY, 2009].



Figure 1.8 – Aube de rotor en composite interlock (SNECMA) [LUY, 2009]

Le domaine **nautique** utilise depuis longtemps les composites pour des questions de masse et s'intéresse de près aux composites 3D pour parer aux problèmes de tossage (*slamming*), c'est-à-dire le choc, souvent brutal, de la coque d'un navire sur une vague.

Dans le domaine **aérospatial**, les exigences sont les mêmes que dans l'aéronautique avec entre autres la diminution de masse, l'économie de carburant et la sécurité. Les exemples sont nombreux : rotors, pales de rotor, renforts structuraux, échangeurs thermiques, inverseurs de poussée, fermetures, bords d'attaque et éléments en T pour les structures primaires du fuselage. La NASA utilise des céramiques à renforts 3D [BAT, 2006].

Dans le domaine des **transports terrestres**, les propriétés visées diffèrent des précédentes : on recherche davantage un faible temps de cycle de fabrication, un prix moindre du matériau, un travail manuel limité, une résistance et une rigidité moyennes (E>20 GPa),

une grande absorption d'énergie, une liberté de conception, des investissements faibles et le recyclage des matériaux. On retrouve également d'autres objectifs tels que la diminution de la consommation de carburant, du niveau de bruit et des émissions de COV et un gain en masse. Le secteur **automobile** est très différent du secteur aéronautique : c'est la cadence de production qui prime et sur ce point les techniques d'injection de type RTM ne sont pas encore adaptées. L'utilisation des structures composites est donc limitée. A cela s'ajoute aussi le problème du contrôle à 100% de la qualité en production qui n'est pas possible sur composites. Les composites 3D ne sont donc pas utilisés pour les composants structuraux produits en très grand nombre. Mais des châssis et des supports de moteur en composites 3D ont été étudiés chez Daimler-Chrysler, ainsi qu'une réduction du temps de fabrication par RTM [DRE, 1999]. La capacité d'absorption d'énergie du renfort 3D en fait un excellent candidat pour les pare-chocs [BAT, 2006]. Des structures sandwichs à renforts tissés 3D sont à l'étude pour les pièces extérieures mais un effort doit être effectué pour améliorer la qualité de surface des composites textiles [MOU, 1999].

Dans le secteur **ferroviaire**, les planchers et poutres de plancher sont réalisés à partir de composites 3D [MOU, 1999]. Les projets à l'étude portent sur un bogie intégrant des composites et sur un prototype de voiture entièrement composite, toujours dans une optique de réduction des coûts et de masse, de limitation de la consommation globale d'énergie et d'optimisation de la conception.

Les tissus 3D intéressent de près les industries à applications **militaires**, en particulier la protection balistique et explosive de véhicules blindés, avec une couche de composite à renfort 3D en Kevlar® ou PE à l'intérieur de la caisse du véhicule, et de fantassins grâce à des gilets pare-balles avec des tissus 3D secs. L'intérêt est l'arrêt complet du projectile et le gain en masse.

1.1.6 Axes de recherche sur les composites 3D

On a montré dans cette partie que les composites à renforts 3D offrent de nombreux avantages, mais leur application n'est pas encore généralisée et reste très ciblée vers des domaines souvent de pointe. Cela s'explique par un certain nombre de lacunes dans la compréhension du comportement du matériau, et un manque d'outils d'analyse et de procédés de fabrication fiables, reproductibles et peu coûteux. Les industriels souhaitent évaluer dans les trois directions de quelle façon le renfort peut affecter les propriétés du matériau, et donc disposer de méthodes de calcul adaptées à ces structures.

Les facteurs essentiels au développement des composites 3D résident, selon une étude menée chez des industriels nord-américains en avril 2006 [BAT, 2006], dans :

1. Le développement d'un outil performant de conception et d'analyse mécanique prenant en compte le tissage 3D. Des modèles éléments finis de cellule unité pour des composites dans des applications d'impact balistique et d'explosion sont en développement. Ce sont des modèles permettant de décrire la distribution de contraintes, la rupture progressive et l'endommagement en régimes sévères.
2. Le développement d'un outil de simulation d'écoulement et la caractérisation de la perméabilité, rendant compte de la qualité du procédé de fabrication. Des logiciels

tels que LIMS (Liquid Injection Molding Simulation) ou PAM-RTM peuvent être employés à ces fins : ils permettent ainsi d'optimiser certains aspects de la fabrication.

3. La qualité et la reproductibilité des préformes, dépendant de la mise en œuvre de la structure et de la qualité du renfort. Cela évite un contrôle total et systématique des pièces finales avec des essais non destructifs tels que par diffraction aux rayons X. La qualité des préformes dépend de la tension lors du tissage, de l'ondulation, de l'espacement et des sections des fils. La qualité du process d'infusion dépend de la température (résine, environnement et moule), de la viscosité de la résine, de la pression d'injection et du niveau de vide, de la fraction volumique de fibres, de l'architecture, de la perméabilité et du relevé des mesures. Les mesures de densité surfacique et d'épaisseur déterminent la qualité du produit final.
4. La création d'une base de données regroupant les différentes architectures et les propriétés associées.

1.2 Modélisation géométrique

La modélisation du comportement d'un matériau hétérogène débute par sa représentation géométrique la plus fidèle possible. Mais dans le cas des composites, la géométrie réelle est difficile à reproduire de manière précise à cause des positions des fibres dans les fils, des fils dans la matrice et de la présence de défauts dans la matrice. Pour pallier ce problème, une géométrie idéalisée est introduite, caractérisée par des paramètres quantifiables. Ces paramètres à considérer pour modéliser la géométrie d'un tissu sont le chemin suivi par les fils, la section des fils, le nombre de fils de chaîne et de trame par unité de largeur et de longueur, et le nombre de couches liées par les fils Z. Les deux premiers paramètres sont discutés dans cette partie. Quant à la matrice, elle est supposée homogène et sans défaut. Hormis ces paramètres géométriques, d'autres facteurs inhérents au procédé de fabrication, tels que la compaction et l'imbrication des fils, conditionnent certaines modifications de l'architecture (ondulation des fils, fraction volumique de fibres, distances entre fils).

1.2.1 Chemin des fils

Un fil est constitué d'un très grand nombre de fibres que l'on suppose toutes parallèles entre elles et suivant le même chemin. Le chemin d'un fil est défini par sa ligne centrale. Dans la littérature sur les composites 3D, la quasi-totalité des auteurs considèrent les fils de chaîne et de trame, situés par conséquent dans le plan, comme étant rectilignes. Les fils liants ont donc majoritairement retenu leur attention et différentes trajectoires de fils sont proposées afin de se rapprocher le plus fidèlement possible de la réalité géométrique. Mais on notera qu'il est important de prendre en compte également l'ondulation des fils de chaîne et de trame, induite par l'architecture globale et les tensions dans les différents fils.

En première approche, Whitney et Chou ont représenté les fils liants d'un tissu 3D par des segments affines afin d'adapter la théorie des stratifiés [WHI, 1989]. Les segments

sont alors situés dans des plans inclinés. Cette représentation est reprise par Tan et al. [TAN, 1999] en décomposant les fils liants en trois segments droits avec trois inclinaisons différentes comme on peut le voir sur la figure 1.9.

De manière un peu plus précise, Sheng et Hoa ont défini le chemin d'un fil liant à l'aide de deux fonctions elliptique et affine [SHE, 2003]. L'ellipse se situe au niveau de la zone de contact entre fil liant et fil de trame, à l'endroit où le fil liant change de direction (entrelacement) ; quant à la droite affine, elle permet de relier deux ellipses successives (Fig. 1.10). Le chemin peut être défini par l'angle d'orientation plane θ (l'angle que fait la projection du chemin dans le plan xy avec l'axe x) et la fonction d'entrelacement (ou angle d'inclinaison γ) (Fig.1.11). Cette approche a été retenue par Nauman dans son travail de Master [NAU, 2007].

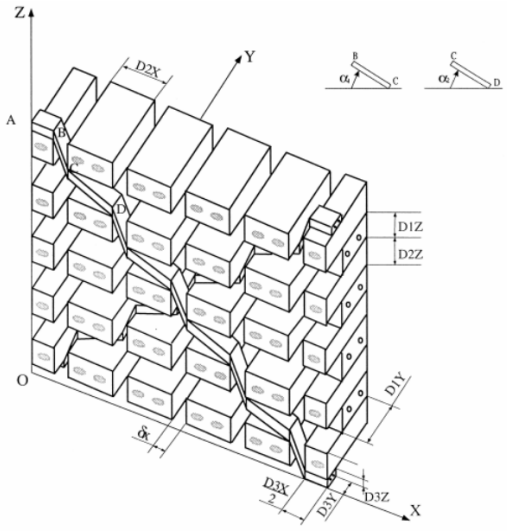

Figure 1.9 – Représentation d'un fil liant par des segments droits [TAN, 1999]

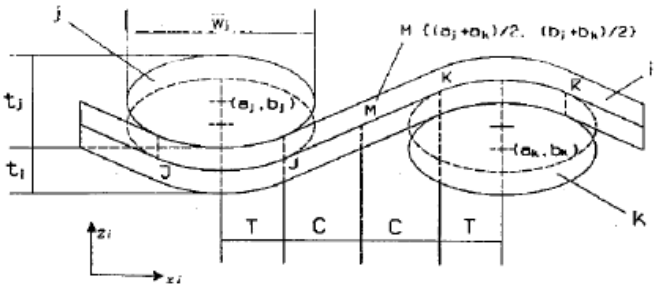

Figure 1.10 – Chemin d'un fil à l'aide de fonctions elliptique et affine [SHE, 2003]

Hofstee et van Keulen ont considéré un fil liant comme le résultat des déformations de la géométrie d'un fil de tissu 2D [HOF, 2001]. Ces déformations s'opèrent dans le plan xy (suivant l'axe y) et hors-plan (suivant l'axe z), chacune d'elles étant définie par une fonction dépendant de l'abscisse x, comme on peut le constater sur la figure 1.12. Cette approche permet ainsi, par rapport aux précédentes, de considérer les déformations dans le plan des trois types de fils.

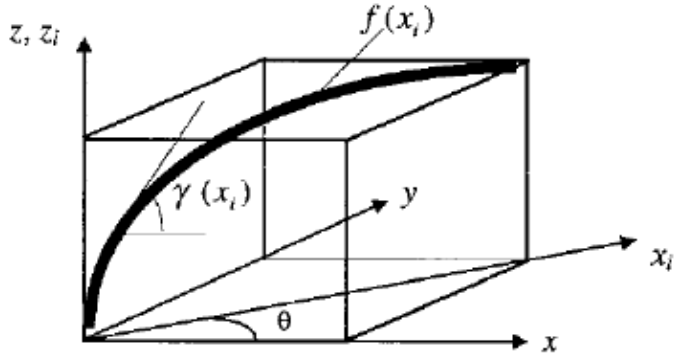

Figure 1.11 – Orientation d'un fil dans l'espace [SHE, 2003]

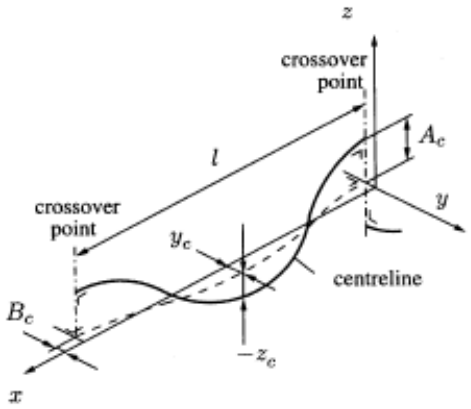

Figure 1.12 – Schématisation des déformations d'un fil dans le plan et hors-plan [HOF, 2001]

Les types de courbe les plus utilisés dans les modeleurs géométriques pour décrire la trajectoire d'un fil sont les courbes paramétriques appelées *Non-Uniform Rational B-Splines* (NURBS), traitées entre autres par Keefe [KEE, 1998].

Les splines sont des représentations polynomiales qui assurent des conditions de continuité de positions, tangentes et courbures et sont très utilisées pour les modèles numériques. Malgré tout, une représentation polynomiale ne correspond pas exactement à la réalité géométrique. Pour favoriser le contrôle et la qualité de ces représentations, le seul moyen est d'augmenter le degré du polynôme, et donc le nombre de coefficients associés. Les polynômes de haut degré générant des oscillations indésirables, les polynômes cubiques semblent constituer en définitive un bon compromis dans de nombreux cas.

A titre d'exemple, Sherburn utilise une courbe spline cubique périodique [SHE, 2007]. Elle est adaptée à la représentation d'un chemin dans une cellule unité et fournit les tangentes adéquates aux points extrêmes, assurant ainsi sa parfaite continuité lors de la répétition de la cellule. Cette courbe vérifie des conditions de continuité jusqu'au deuxième ordre de dérivation (C^2) et fournit des conditions aux limites périodiques.

En parallèle de la forme générale des chemins, certains paramètres d'influence peuvent être analysés : la compaction, l'ondulation, la fraction volumique de fibres, la distance entre fils et la tension pendant le tissage seront discutées dans les paragraphes 1.2.3 et 1.2.4.

1.2.2 Section des fils

Plusieurs formes de section de fils sont utilisées pour la modélisation géométrique de tissus, allant de la plus simple à de plus complexes et réalistes. Elle peut être uniforme ou bien variable le long du fil si l'on tient compte de l'écrasement local dû aux autres fils dans certaines parties.

Les sections les plus simples représentent des géométries idéalisées où les fils ne sont pas distordus et où la compaction n'est pas prise en compte. On peut citer la section circulaire constante proposée en premier par Peirce, qui supposait que les fils sont assez éloignés les uns des autres pour éviter l'écrasement des sections circulaires [PEI, 1937]. Cette section, représentative d'une géométrie idéalisée, a été reprise par Naik et al. [NAI, 2002]. Une section rectangulaire constante a été également proposée dans le contexte d'un modèle éléments finis de blocs stratifiés [TAN, 1999] [HAG, 2009]. Néanmoins, les sections les plus réalistes sont elliptiques et lenticulaires.

La section elliptique a été introduite par Peirce. C'est une approximation simple, mais se rapprochant tout de même assez bien de la réalité. Sherburn en donne la définition sous la forme paramétrique suivante, avec le grand axe w et le petit axe h de l'ellipse [SHE, 2007] :

$$C_x(t) = \frac{w}{2}\cos(2\pi t) \quad \text{pour } 0 \leq t \leq 1 \tag{1.1}$$

$$C_y(t) = \frac{h}{2}\sin(2\pi t) \quad \text{pour } 0 \leq t \leq 1 \tag{1.2}$$

Une variante de la section elliptique est l'ellipse puissance. Une puissance n est attribuée à l'ordonnée y dans l'équation de l'ellipse pour faire tendre la section vers un rectangle aux bords arrondis ($n < 1$) ou à une forme lenticulaire ($n > 1$) (Fig. 1.13).

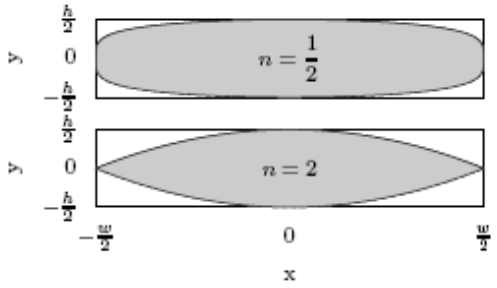

Figure 1.13 – Section en forme d'ellipse puissance [SHE, 2007]

La section lenticulaire a été introduite par Hearle et al [HEA, 1978]. Une lentille est l'intersection de deux disques de rayons r_1 et r_2 et de centres O_1 et O_2 distincts. Sherburn définit une lentille en fonction de la distance de distortion d permettant de classer différentes formes de lentilles (Fig. 1.14).

Les différentes formes de section peuvent également varier le long du fil. Hofstee et van Keulen [HOF, 2001] ont introduit la notion de section variable afin de prendre en compte les chemins individuels des fibres qui ne sont plus toujours droits et parallèles entre eux

après le tissage. La section du fil de la figure 1.15 est décrite par sa largeur variable a et sa hauteur variable t et la distribution de l'épaisseur h.

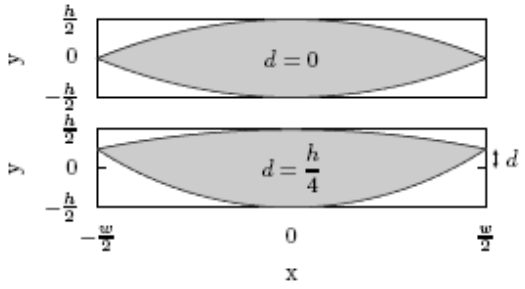

Figure 1.14 – Sections lenticulaires [SHE, 2007]

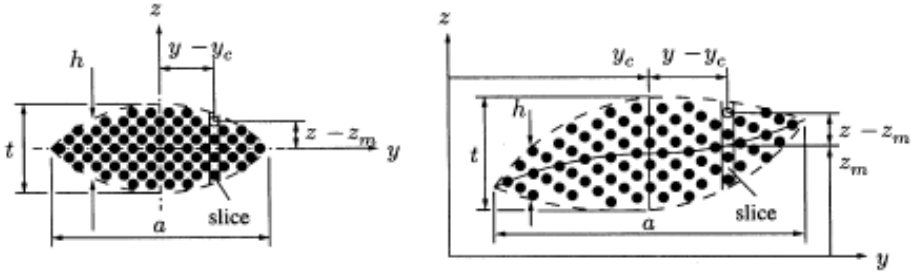

Figure 1.15 – Section d'un fil non déformée et déformée [HOF, 2001]

Pour identifier la position d'une fibre dans la section, la position horizontale d'une tranche verticale de la section et son plan médian horizontal (de coordonnée z_m) sont tout d'abord définis puis la position verticale d'une fibre $(z - z_m)$ est calculée par rapport à ce plan médian.

Une autre façon de modéliser la variation de section le long d'un fil est l'interpolation. Les sections sont spécifiées à des positions discrètes puis les autres sections intermédiaires sont interpolées entre ces positions. L'interpolation linéaire est la méthode la plus simple permettant une transition continue entre deux sections différentes (Fig. 1.16). Une section interpolée $C(t)$ entre deux sections $A(t)$ et $B(t)$ est alors définie par :

$$C(t, \mu) = A(t) + (B(t) - A(t))\mu \quad \text{pour } 0 \leq t \leq 1 \text{ et } 0 \leq \mu \leq 1 \tag{1.3}$$

où μ varie linéairement de 0 à 1 avec la distance entre les deux sections.

1.2.3 Influence de la compaction et de l'imbrication des fils sur l'architecture

Ce sont des processus inhérents à la fabrication du composite qui influent sur les paramètres géométriques de l'architecture. Potluri et Sagar ont étudié, en particulier, le phénomène de compaction durant le procédé de fabrication d'un composite [POT, 2008]. Ils ont développé des méthodes numériques de prédiction de la variation d'épaisseur d'un

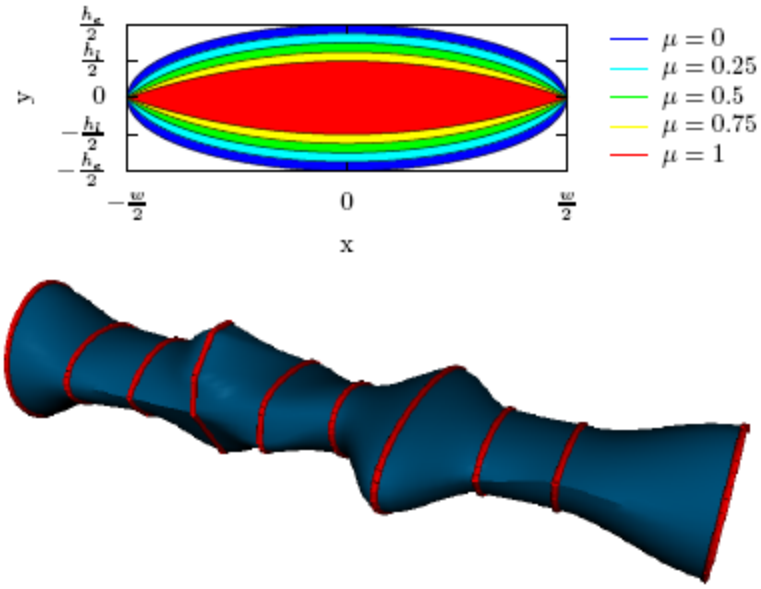

Figure 1.16 – Interpolation entre une section elliptique et une section lenticulaire [SHE, 2007]

renfort soumis à une pression extérieure modélisée par deux surfaces planes. Enfermé dans un moule, le renfort subit une compression transverse qui modifie son épaisseur et donc sa fraction volumique de fibres. Ceci se traduit par une diminution de l'ondulation des fils mais, dans le cas des tissus 3D, la courbure des fils ne peut pas être nulle à cause des contraintes géométriques dues à la présence des autres fils. L'épaisseur du renfort varie aussi à cause de l'écrasement du fil : souvent représenté comme une lentille ou une ellipse, son petit axe diminue et son grand axe augmente. Le phénomène de compaction se divise en trois étapes (Fig. 1.17) :

a) Les fils se réarrangent vers une position d'équilibre à cause des contraintes résiduelles dues au tissage. L'ondulation diffère suivant le type de fils, créant ainsi un espace δ entre les fils et la surface de compression. Lorque la pression augmente, l'espace entre les fils décroît très rapidement, δ diminue et les fils sont sollicités en flexion. La courbure d'un type de fils diminue et la courbure de l'autre type de fils augmente alors. La partie linéaire (a) de la courbe correspond à la flexion des fibres.

b) Une fois que δ est nul, la compression augmente toujours, les contacts entre fibres se multiplient, créant ainsi de la friction entre les fibres et un aplatissement des sections des fils. La courbe exponentielle (b) reflète le phénomène de résistance transverse en compression engendrée par le frottement entre les fibres.

c) A la dernière étape, il n'y a plus d'espaces entre les fibres, ni de glissement, c'est la compression directe des fibres. La seconde partie linéaire (c) de la courbe est pilotée par le module transverse en compression des fibres.

L'imbrication des fils joue un rôle important dans le phénomène de compaction. Il correspond à l'emboîtement des renforts entre eux. Après son tissage, le schéma idéal où tous les fils se superposent parfaitement les uns sur les autres évolue, la compaction et le glissement des fils modifient cette configuration initiale. L'imbrication dépend de la forme des sections des fils, de l'espace entre les fils et de la pression appliquée sur le renfort. Un

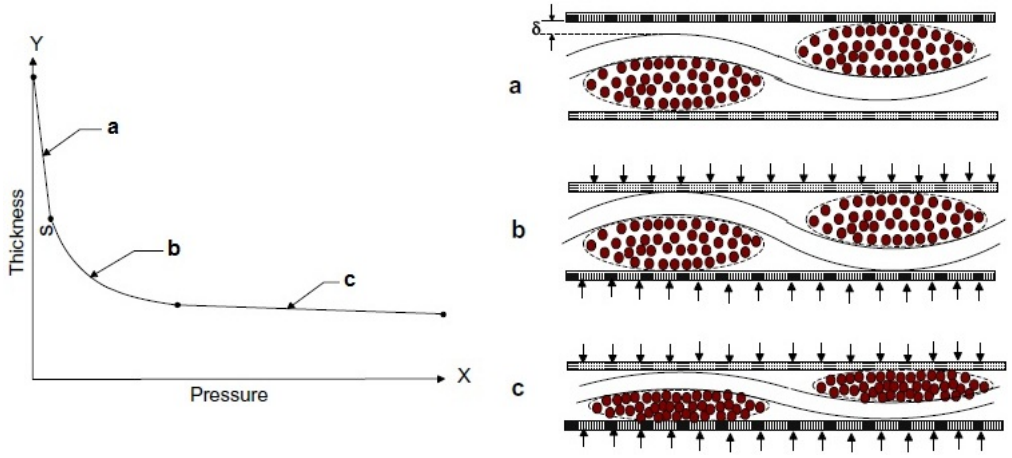

Figure 1.17 – Phénomène de compaction des tissus [POT, 2008]

facteur d'imbrication (NF) peut définir le degré d'emboîtement des fils [POT, 2008] :

$$NF = \frac{t_s}{\sum t_i} \tag{1.4}$$

où t_s est l'épaisseur totale de l'empilement et t_i est l'épaisseur de chaque pli. Par exemple, pour un stratifié de deux couches de tissus, le facteur vaut $0.8 - 0.85$, sous l'action seule des contraintes résiduelles du tissage et sans pression extérieure, et atteint $0.7 - 0.75$ lorsqu'une pression est appliquée. Dans le cas d'un tissu interlock, l'imbrication peut être moins importante. La tension des fils et la compression lors de la fabrication sont à l'origine de l'imbrication mais l'entrelacement des fils et le caractère monolithique atténuent ces effets. Des tensions résiduelles, principalement localisées dans les fils liants après le tissage, subsistent et s'ajoutent aux forces de compression générées par la pression du moule. Les fils se réagencent alors entre eux, mais ces mêmes fils liants créent un réseau compact, véritable liaison entre les couches, qui diminue le phénomène d'imbrication.

En conclusion, il est important de prendre en compte les effets de la compaction du renfort sur la géométrie du composite, due principalement à la pression extérieure appliquée lors de la fabrication et à l'imbrication. Pour cela, l'architecture doit être modélisée à partir d'observations sur le composite fini et non sur l'armure du tissu. La compaction augmente la fraction volumique de fibres en diminuant tous les espaces entre les fils puis entre les fibres (ces points sont abordés au paragraphe suivant 1.2.4). Elle peut aussi créer des pré-sollicitations, qui sont des zones de concentration de contraintes et donc de possibles zones d'initiation de rupture. Ce phénomène est accentué pour les renforts 3D, où les fils liants sont usés pendant le tissage et donc plus sensibles à ces pré-sollicitations que les fils d'un tissu 2D classique. La compaction et l'imbrication sont discutées au paragraphe 2.4, dans le cadre de cette étude.

1.2.4 Paramètres géométriques importants

Il ressort de cet état de l'art sur la modélisation géométrique que différents paramètres influent sur la morphologie et donc sur le comportement du composite. Parmi les prin-

cipaux paramètres, le chemin et la section des fils étant déjà évoqués précédemment, on peut retenir l'ondulation des fils, la fraction volumique de fibres et la distance entre fils.

Ondulation des fils

L'ondulation [1] d'un fil caractérise la déformation locale du fil due au tissage, à la compression dans le moule et au passage de la résine. Cette déviation de la géométrie idéalisée peut concerner tous les fils : chaîne, trame et liant. La notion d'ondulation est différente de celle d'inclinaison car cette dernière est liée au chemin suivi par le fil liant. Le facteur d'ondulation est défini selon Cox et al. [COX, 1996] comme :

$$c_w = \frac{\text{longueur de l'arc du fil ondulé}}{\text{projection de cet arc dans la direction où le fil est théoriquement droit}} \tag{1.5}$$

Le facteur d'ondulation est souvent proche de 1 en pratique. Cox et al. ont estimé, pour les fils liants d'un interlock d'angle couche-à-couche, un facteur c_w de l'ordre de 1.2, et pour les fils liants d'un interlock d'angle dans l'épaisseur, une valeur d'environ 1.375.

Dans une géométrie idéalisée, les fils du plan, c'est-à-dire les fils de chaîne et de trame, sont considérés comme étant droits et les fils liants comme des segments droits inclinés. Durant le processus d'infusion, une pression est exercée par le moule sur la préforme et induit une distorsion des fils, ce qui accentue l'ondulation déjà présente avant l'infusion [NAI, 2002]. L'ondulation permet de définir un facteur de perte de rigidité η (*knockdown factor*). Il peut être estimé à partir de la distribution des angles de désalignement hors-plan. Pour un composite unidirectionnel sous charge inclinée suivant un angle ξ par rapport à l'axe x, ce facteur est défini par [COX, 1995] :

$$\eta = \frac{< E_x >}{E_x} \approx \left(1 + \sigma_\xi^2 \left[\frac{E_x}{G_{xy}} - 2\left(1 + \nu_{xy}\right)\right]\right) \quad \text{pour } \sigma_\xi < 1 \tag{1.6}$$

où E_x, G_{xy} et ν_{xy} sont les constantes élastiques d'un fil droit soumis à un chargement axial, $\langle E_x \rangle$ est le module moyen d'un fil ondulé, et σ_ξ est le degré d'abattement de E_x dans la direction du fil. Ce facteur lie le module d'Young longitudinal d'un fil ondulé à celui d'un fil droit (l'ondulation des fils réduisant leur rigidité axiale, η est inférieur à 1). La rigidité diminue en général de 2 à 20% pour les fils de chaîne et de 5 à 50% pour les fils de trame. Cette différence s'explique par une ondulation moindre des fils de chaîne du fait de leur tension pendant le tissage. Le facteur multiplicatif η étant introduit, les nouvelles constantes élastiques obtenues sont plus proches des résultats expérimentaux. Naik et al. ont trouvé des facteurs de 0.86 pour les fils de chaîne et de 0.64 pour les fils de trame. Plus l'ondulation est importante, plus le facteur η est petit.

Une autre manière de prendre en compte l'ondulation d'un fil dans les calculs de rigidité est développée par Pochiraju et Chou [POC, 1999] et discutée au paragraphe 1.3.1. La rigidité d'un fil ondulé est calculée par intégration, sur la longueur du fil, de la transformation continue de la rigidité élémentaire dans le système de coordonnées de référence du composite.

1. Terme défini au §1.1.2, reprenant ici de manière générique, et dans un souci de clarté, les notions d'ondulation, d'embuvage et de retrait, même si chaque type de fil possède bien son terme approprié.

Fraction volumique de fibres

Les fractions volumiques de fibres sont utilisées dans le calcul des constantes élastiques par moyenne volumique. La fraction volumique est liée à l'ondulation, mais aussi à l'épaisseur du composite. La réduction de cette épaisseur dépend du procédé de fabrication (§1.2.3). L'épaisseur peut diminuer en augmentant la pression du moule, ce qui implique une augmentation de la fraction volumique de fibres qui tend à améliorer les propriétés mécaniques. La fraction volumique d'un composite 3D interlock d'angle est de 30-37% alors qu'un composite 3D à renfort orthogonal a pour fraction volumique 40-43% et que celle d'un unidirectionnel est de 60-70% [NAI, 2002]. Cette faible fraction volumique des interlocks en général s'explique par une plus grande ondulation des fils que dans les autres architectures.

Cox et al. [COX, 1995] définissent les fractions volumiques d'un composite avec n_s couches de chaîne (s), $n_s + 1$ couches de trame (f) et n_w couches de fils liants (w) par :

$$V_f^s = \frac{n_s e c_s}{L y_s}, \quad V_f^f = \frac{(n_s + 1) p c_f}{L y_f}, \quad V_f^w = \frac{n_w e c_w}{L y_w}$$

où e et p sont les densités linéiques des fils de chaîne et de trame, y_s, y_f et y_w les longueurs massiques, c_s, c_f et c_w les facteurs d'ondulation définis dans le paragraphe précédent et L est choisi tel que $V_f^s + V_f^f + V_f^w = 1$.

Pochiraju et Chou ont défini, en plus de la fraction globale, la fraction volumique locale de fibres, également appelée fraction de compactage [POC, 1999]. Dans un composite 3D, cette fraction varie suivant le chemin et la position du fil. La rigidité d'un fil droit est calculée par ces auteurs à partir des propriétés matériaux et de cette fraction.

La fraction volumique de fibres est aussi liée aux sections des fils. Naik et al. ont analysé l'influence des sections sur le comportement d'un composite [NAI, 2002]. Une diminution du diamètre des fils liants conduit à une augmentation de la fraction volumique de fibres dans le plan et ainsi à une meilleure résistance dans les directions de chaîne et de trame. Une augmentation du diamètre des fils liants cause une diminution de la fraction volumique de fibres dans le plan et n'augmente pas pour autant la résistance en traction dans l'épaisseur et les propriétés de cisaillement.

Distances entre fils

Il s'agit de la distance horizontale entre les fils d'une même couche. Tan et al. ont étudié l'influence de la distance entre les fils de trame sur les propriétés mécaniques d'un composite à renfort interlock d'angle dans l'épaisseur [TAN, 1999]. En passant de 1.15 mm à 2 mm, ils ont noté une augmentation des coefficients de Poisson de 10% mais une diminution du module d'Young transverse de 27% et du module d'Young dans l'épaisseur et des modules de cisaillement de 9% ; le module d'Young longitudinal reste inchangé. Les effets de cette distance sur le composite interlock étudié seront à considérer dans cette étude.

Autres paramètres à considérer

Selon le rapport de mission Hybridmat 4 [BAT, 2006], la tension des fils pendant le tissage est un facteur clé pour la compréhension du comportement mécanique. Elle modifie

l'angle d'inclinaison et s'avère un paramètre important pour la reproduction des préformes. Xu et al. [XU, 1995] supposent que les variations des facteurs d'ondulation des fils liants sont dues à une tension non constante pendant le tissage ; et ces facteurs sont pris en compte dans le calcul des fractions volumiques et donc des constantes élastiques. Cet effet de la tension des fils est étudié au paragraphe 2.2.2.

La prise en compte des défauts et de l'irrégularité aléatoires de la position des fils serait l'étape finale permettant de passer de la représentation idéalisée vers une représentation réaliste du composite. Ils peuvent être introduits par des modèles stochastiques.

1.2.5 Conclusions sur la modélisation géométrique

Cet état de l'art sur la modélisation géométrique des composites à renforts 3D met en évidence la diversité des représentations possibles, plus ou moins schématiques. Dans un souci de réalisme, une architecture paramétrable est choisie dans ce travail, avec une représentation cubique du chemin des fils et une forme lenticulaire des sections. Toutes les dimensions proviennent d'observations microscopiques du composite rigide obtenu par infusion. La modélisation géométrique, ainsi que la démarche sont présentées au paragraphe 3.3.

1.3 Modélisation mécanique de composites à renforts 3D

La plupart des études sur la modélisation mécanique des composites à renforts 3D interlocks est menée sur le comportement élastostatique linéaire, qui est complexe du fait de leur architecture. En effet, le caractère hétérogène lié à une géométrie spécifique empêche toute analyse tridimensionnelle d'une structure décrivant la totalité du renfort. Remplacer le composite hétérogène par un matériau homogène avec des modules équivalents semble être la solution pour sa modélisation. Deux types d'approche sont décrites : analytique et numérique, selon le degré d'approximation ou de simplification de la géométrie. Les méthodes analytiques se basent sur des moyennes volumiques, dérivées de la loi des mélanges. Les méthodes numériques permettent une modélisation plus fine du composite grâce à la discrétisation de sa géométrie. Quelle que soit l'approche envisagée, les paramètres géométriques évoqués précédemment sont à prendre en considération en amont, pour obtenir le modèle le plus précis et proche de la réalité, assurant ainsi l'exactitude de la méthode employée. On peut noter que des modèles numériques sont développés spécifiquement pour la modélisation des composites à renfort 3D.

En parallèle de ces techniques, des méthodes micro-mécaniques et d'homogénéisation périodique sont décrites. Ces dernières s'appliquent ici formellement, étant donné la périodicité de la structure, afin de d'obtenir de manière rigoureuse la matrice de rigidité équivalente du matériau.

La modélisation de l'endommagement et de la rupture des composites 3D se base sur

les méthodes développées pour les stratifiés. Quelques travaux sont décrits et sont le point de départ de l'analyse de l'initiation de l'endommagement du composite interlock étudié.

Enfin, des logiciels de modélisations géométrique et mécanique des composites à renforts textiles sont présentés.

1.3.1 Approches analytiques pour le comportement élastique

L'approche la plus simple pour la détermination des modules équivalents d'un composite unidirectionnel se base sur la **loi des mélanges**. Le calcul s'appuie sur les fractions volumiques de chacun des constituants :

$$\begin{cases} E_L^c = V_f \times E_L^f + (1 - V_f) \times E^m \\ \dfrac{1}{E_T^c} = \dfrac{V_f}{E_T^f} + \dfrac{1 - V_f}{E^m} \\ \dfrac{1}{G_{LT}^c} = \dfrac{V_f}{G_{LT}^f} + \dfrac{1 - V_f}{G^m} \\ \nu_{LT}^c = V_f \times \nu_{LT}^c + (1 - V_f) \times \nu^m \end{cases} \tag{1.7}$$

où E est le module d'Young, G le module de cisaillement, ν le coefficient de Poisson, V_f la fraction volumique de fibres, et les indices c, f et m indiquent respectivement le composite, la fibre et la matrice et L et T respectivement les directions longitudinale et transversale des fibres et du composite. La qualité de cette solution dépend de la géométrie du composite et de la répartition des différents constituants. Cette approche est appliquée comme étude préliminaire au paragraphe 3.1.

La **théorie des stratifiés** a démontré son efficacité dans le cas des composites 2D. Son application aux composites 3D est donc envisagée. Dans le cas des tissus 2D, une couche du stratifié est assimilée à la superposition d'une couche de chaîne et d'une de trame. Dans le cas du renfort interlock, le tissu doit être considéré comme un empilement de couches successives identiques avec des orientations de fibres différentes. Mais il est difficile de définir une couche de chaîne et de trame sachant que les fils liants traversent le renfort dans l'épaisseur, il faudrait pour cela décomposer ces fils suivant les plans horizontaux. De plus, cette méthode ne prend pas en compte l'ondulation des fils et leur entrelacement, supprimant tout l'intérêt de la liaison des fils entre les couches [BYU, 2000].

Face à ces différentes lacunes, des méthodes spécifiques ont vu le jour. Les méthodes employées par la plupart des auteurs pour calculer analytiquement la matrice de rigidité équivalente d'un composite 3D interlock sont basées sur le concept de moyenne volumique. On distingue globalement celles qui se basent sur la discrétisation de la cellule unité et celles considérant les fils entiers avec leur ondulation. On présente dans ce qui suit quelques méthodes, en mettant l'accent sur leurs avantages et inconvénients respectifs.

Une première approche pour la détermination de la rigidité équivalente d'un interlock découle du cas des composites stratifiés. En ce sens, un modèle analogue à celui des stratifiés a été développé par Whitney et Chou [WHI, 1989], limité aux propriétés planes uniquement. Les fils du renfort 3D sont considérés comme une superposition d'unidirectionnels (UDs) inclinés : les fils liants sont dans des plans parallèles au plan xz et les fils

de trame sont dans des plans parallèles au plan yz. Les matrices de rigidité de ces deux types de fils sont déterminées à partir de celle d'un UD permettant de relier les contraintes et déformations généralisées de la manière suivante :

$$\{\sigma\}_{1-2} = [C]\{\epsilon\}_{1-2} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \{\epsilon\}_{1-2} \tag{1.8}$$

où $[C]$ est la matrice de rigidité (traction/flexion) d'une plaque de Kirchhoff et 1-2 désignent les directions du repère défini dans le plan de l'UD. La matrice de l'UD incliné est projetée dans le repère $x'y'z'$ puis projetée soit dans le plan xz pour les fils liants, soit dans le plan yz pour les fils de trame (Fig. 1.18). Ces deux matrices, écrites dans le repère xyz, sont ensuite sommées sur toutes les couches de fils, puis moyennées sur la surface du plan xy de la cellule unité. On obtient finalement les propriétés équivalentes dans le plan : E_x, E_y, ν_{xy} et G_{xy}.

Ce modèle simple peut être remis en question à cause de la surestimation des modules et de l'utilisation d'un modèle géométrique simple avec des fils droits, éloigné de la réalité. Ce modèle ne tient compte ni de la liaison entre les couches, ni de l'ondulation des fils.

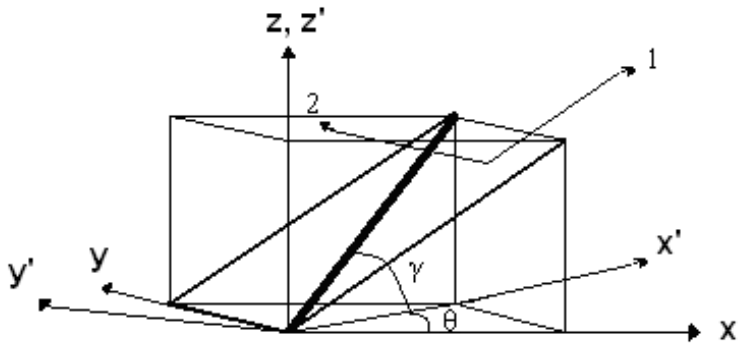

Figure 1.18 – Plan stratifié incliné [WHI, 1989]

Une première amélioration a été apportée par Byun et Chou, qui considèrent l'entrelacement des fils à l'aide de segments droits et courbes [BYU, 1990]. Comme dans le modèle précédent, l'inclinaison des fils droits est prise en compte par un changement de repère des fils unidirectionnels et des matrices de rigidité. Byun et Chou ont introduit, en plus, la matrice de souplesse moyenne d'un segment courbe définie par :

$$\left[S^{courbe}\right] = \frac{1}{2\gamma} \int_{-\gamma}^{\gamma} [S^n] \, \mathrm{d}\phi \tag{1.9}$$

où $[S^n]$ est la matrice de souplesse d'un segment élémentaire incliné d'un angle ϕ par rapport au segment droit et 2γ est l'angle de courbure du fil au point d'entrelacement. Cette matrice est ensuite ajoutée à la matrice d'un fil droit par moyenne linéique pour obtenir la matrice de souplesse d'un fil entier.

Ce modèle semble répondre au problème de l'entrelacement, mais il ne prend toujours pas en compte l'ondulation des fils (désalignement des chemins).

Ce dernier point a été abordé par Cox et Dadkhah [COX, 1995]. Afin de calculer les propriétés élastiques macroscopiques d'un composite 3D, ces auteurs se sont particulièrement intéressés à la distribution des fibres par l'intermédiaire de la fraction volumique et de l'ondulation (cf. §1.2.4). Leur modèle de la "moyenne orientée" (*Orientation Averaging Model*) considère une géométrie idéale avec des fils non ondulés et prend en compte l'ondulation par l'introduction de facteurs de perte de rigidité η, définis dans le paragraphe 1.2.4. Tout d'abord, ils calculent ces facteurs multiplicatifs pour les fils de chaîne et de trame et les affectent aux modules correspondants. Pour les fils liants, on remplace le module axial par le module transverse comme approximation du module d'un fil incliné. Puis tous ces nouveaux modules sont utilisés dans la matrice de souplesse de chaque type de fil. Enfin, on effectue la moyenne volumique de toutes ces matrices pour trouver la matrice de rigidité du composite.

Cox et Dadkhah ont introduit l'ondulation dans le calcul des constantes élastiques mais certains problèmes demeurent, dont une surestimation des modules dans le plan, à cause des variations de sections des fils qui sont difficiles à estimer. Cela peut entraîner jusqu'à 10% d'erreur pour les propriétés planes. Pour les propriétés hors-plan, c'est l'ondulation des fils liants qui est très difficile à mesurer, pouvant mener jusqu'à 20% d'incertitude. Ces auteurs ont développé en parallèle un modèle éléments finis, appelé Modèle Binaire, pour calculer les propriétés dans l'épaisseur de manière plus précise (cf. §1.3.2).

Enfin, citons une approche plus réaliste, qui prend en compte le chemin entier et réel des fils et ne considére plus des segments droits juxtaposés. Sheng et Hoa ont généralisé un modèle tridimensionnel de prédiction des constantes élastiques de composites tissés 2D au cas de composites à renfort 3D interlock d'angle [SHE, 2003]. Ils ont défini le chemin des fils à l'aide de changements de repère en fonction des angles d'inclinaison γ et d'orientation plane θ de chaque fil. Ils ont ensuite effectué une moyenne volumique sur une cellule unité en différenciant les matériaux isotropes, comme la matrice, et les matériaux isotropes transverses, tels que les fils :

$$[C] = \sum_{i=1}^{N} \frac{A_i}{V} \int_{L_i} [C_i]\, ds_i + (1 - V_f)\, [C_m] \tag{1.10}$$

où A_i est la section du fil i, V est le volume de la cellule unité, L_i est la longueur de la projection du fil dans le plan xy, V_f la fraction volumique de fibres et $[C_i]$ et $[C_m]$ les matrices de rigidité du fil i et de la matrice. Cette méthode donne, selon ses auteurs, de bons résultats en comparaison avec les valeurs expérimentales.

De manière intermédiaire, des approches semi-analytiques ont été employées par certains auteurs. Trois modèles seront abordés ici : le modèle XYZ de Tan et al., celui de Naik et al. et celui de Pochiraju et Chou.

Tan et al. ont développé un modèle XYZ pour une cellule élémentaire d'un composite à interlock d'angle dans l'épaisseur [TAN, 1999]. La cellule est divisée en trois blocs parallèles au plan xz, puis ces blocs sont divisés à leur tour en bandes suivant l'axe x, et enfin, ces bandes sont divisées en micro-blocs suivant l'axe z. Ces micro-blocs ne sont constitués que d'un seul type de fil ou de matrice. Cette discrétisation est possible pour des fils droits et après idéalisation de l'architecture du tissu (Fig. 1.19). Connaissant les propriétés des

micro-blocs comme étant celles des constituants, on peut déterminer la rigidité de la cellule unité grâce aux "modèles X", "Y" et "Z", se basant sur des moyennes volumiques décrites dans [TAN, 1999]. Les micro-blocs seront traités avec le "modèle Z" pour donner les coefficients de rigidité des bandes. Puis le "modèle X" est appliqué pour reconstituer les rigidités des blocs à partir de celles des bandes. Et enfin, le "modèle Y" est utilisé pour assembler les rigidités des blocs et obtenir celle de la cellule.

Ce modèle suppose une architecture parfaite et donc très éloignée de la réalité en négligeant l'ondulation des fils. De plus, les auteurs considèrent la section des fils comme étant rectangulaire, forme idéale pour la discrétisation mais impliquant une surestimation des constantes élastiques par rapport aux résultats expérimentaux pouvant aller jusqu'à 40% pour le module d'Young longitudinal. Par exemple, ce modèle a été appliqué par Li et al. dans le cadre de la modélisation par éléments finis d'un composite à renfort interlock d'angle en aramide soumis à des impacts balistiques [LI, 2010]. Une plaque composite est décomposée en cellules unités (Fig. 1.20a), ces dernières étant considérées comme un assemblage de quatre blocs (Fig. 1.20b). Le modèle XYZ permet alors de déterminer la matrice de rigidité de cette cellule selon l'orientation de chaque constituant et donc la matrice de rigidité globale. Les auteurs montrent des résultats cohérents avec les essais balistiques.

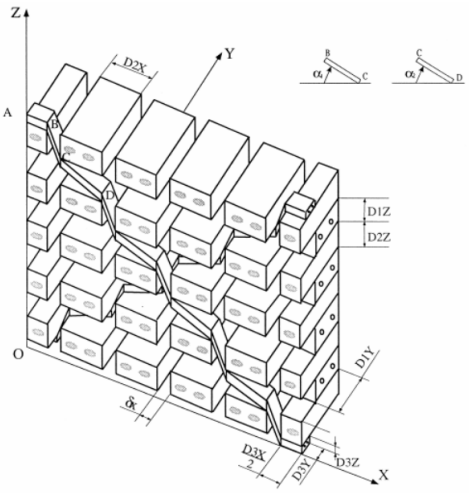

Figure 1.19 – Schéma d'un bloc stratifié sans matrice [TAN, 1999]

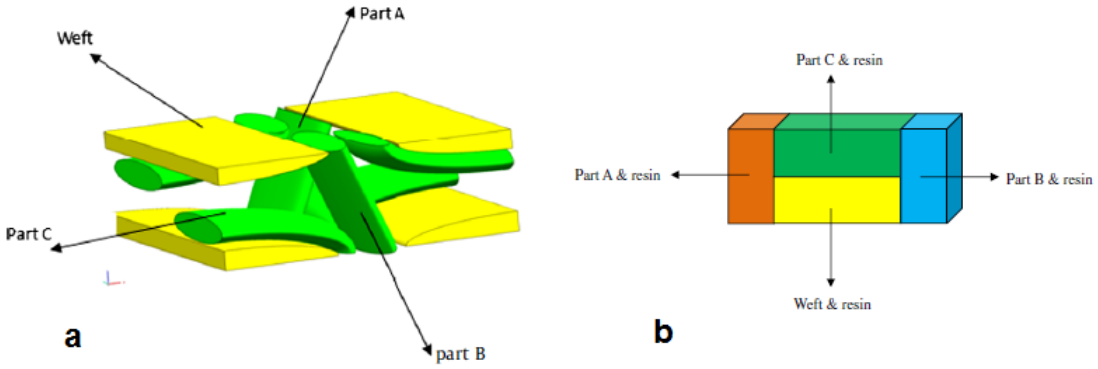

Figure 1.20 – Modélisation de la cellule unité (a) par blocs (b) [LI, 2010]

Naik et al. ont eux aussi proposé un modèle semi-analytique se basant sur une discrétisation de la cellule unité [NAI, 2002]. Contrairement au modèle précédent, ils ont pris en compte le problème de compaction causant la distorsion des fils et déviant ainsi de la géométrie idéale. Ce modèle est basé sur une discrétisation à deux niveaux. Au premier niveau de discrétisation, les éléments de la cellule sont identifiés : ils se composent de la chaîne, la trame, les fils liants et la matrice. Au second niveau, comme les éléments contiennent des fils imprégnés et de la matrice pure, ceux-ci sont divisés en sous-éléments, chaque sous-élément ne pouvant être que des fils de chaîne, de trame, des fils liants ou de la matrice. Les propriétés élastiques des sous-éléments sont calculées à partir de celles des fibres, de la matrice et de la fraction volumique de fibres en utilisant le modèle d'Hashin. En considérant les fils imprégnés comme isotropes transverses, la matrice de rigidité d'un élément est donnée par la somme des matrices de rigidité de ses sous-éléments. De la même façon, on remonte au niveau supérieur en calculant la rigidité de la cellule unité à partir des matrices de rigidité des éléments.

Ce modèle nécessite une très bonne représentation de l'architecture, ce qui est très complexe du fait de la compaction. Une fois de plus, la géométrie de leur modèle est idéalisée et ils considèrent l'ondulation après la détermination des constantes avec des facteurs de perte de rigidité définis par Cox et al.

Une dernière approche de détermination des rigidités équivalentes par le calcul des réponses moyennes des fils et de la matrice est décrite. Ce modèle de contrainte/déformation moyennes, introduit par Pochiraju et Chou, est une modélisation micromécanique d'une cellule unité visant à déterminer la rigidité anisotrope macroscopique équivalente d'un composite 3D [POC, 1999]. Les auteurs définissent une macrocellule, divisée en cellules unités contenant des fils seuls, droits ou ondulés. La rigidité d'un fil droit est déterminée à partir des propriétés matériaux et de la fraction de compactage (fraction volumique locale de fibres). La rigidité effective d'un fil ondulé est déterminée par intégration sur la longueur du fil avec une projection continue de la rigidité élémentaire dans le système de coordonnées de référence :

$$\left[C^{ond}\right] = \frac{1}{W}\int_0^L \left[[T(\theta)]^T . \left[C^{droit}\right] . [T(\theta)]\right] dx \tag{1.11}$$

avec L et W les longueur et largeur de la cellule unité, $[T]$ la matrice de changement de repère et $\left[C^{droit}\right]$ la matrice de rigidité d'un fil droit dans le repère local. On obtient alors les rigidités de chaque type de fil. L'approche d'*Effective Response Comparison* est ensuite utilisée et se divise en deux étapes : la réponse moyenne de la phase effective constituée des fils de chaîne et des fils liants, puis la réponse moyenne de la phase effective, des fils de trame et de la matrice. A l'aide de relations de répartition de charge, six simulations avec des cas simples de déformation (une composante du tenseur des déformations non nulle et les cinq autres nulles) permettent de déterminer la rigidité effective du composite en fonction de celles des fils. On obtient au final les modules d'Young et de Coulomb, et les coefficients de Poisson du composite.

Cette méthode permet de déterminer le comportement équivalent élastique anisotrope du composite. Les relations entre les paramètres géométriques et de process permettent de modéliser une classe entière de préformes au lieu d'une seule géométrie particulière. Contrairement aux autres modèles cherchant à déterminer directement la rigidité du com-

posite à partir de celles des constituants, celui-ci se sert de la réponse globale du composite pour en déduire sa rigidité.

En conclusion, cette revue des méthodes analytiques met en avant les difficultés et les points importants pour une étude précise du comportement d'un composite interlock. Une représentation du chemin réel avec ondulation et entrelacement des fils est primordiale, mais pas toujours facile à obtenir.

Les modèles analytiques précédents permettent donc d'obtenir des lois de comportement homogénéisées approchées, mais dans le cas de notre étude d'un composite à interlock d'angle, s'avèrent très difficiles à mettre en œuvre. Ceci est principalement dû à l'architecture complexe de l'interlock déformée après compaction. Analytiquement, le calcul devient fastidieux et inadapté, d'où le passage à des approches numériques.

1.3.2 Approches numériques du comportement élastique

Une analyse numérique remplace favorablement des calculs analytiques lorsqu'il s'agit de structures complexes. Parmi les modèles numériques développés spécifiquement pour les matériaux composites, on en distingue deux qui se sont particulièrement intéressés aux composites 3D : le modèle binaire et le modèle XYZ.

Cox et al. [COX, 1994a], [XU, 1995], [MCG, 2003] ont complété leur modèle analytique de moyenne orientée, afin de mieux prédire les propriétés dans l'épaisseur. Ils ont pour cela développé un modèle éléments finis, appelé modèle binaire, pour décrire le comportement de composites à renfort textile 3D (orthogonal, interlock d'angle couche-à-couche et dans l'épaisseur) en régime élastique sous chargement monotone et en fatigue. Afin d'augmenter la précision de leur modèle, ils se sont intéressés à une représentation réaliste de la géométrie, incluant l'irrégularité aléatoire de la position des fils et le caractère aléatoire du comportement mécanique des éléments constitutifs.

Ce modèle permet de prédire les constantes élastiques macroscopiques d'une structure anisotrope et hétérogène. La structure est décomposée en deux constituants simples :

- les *fils*, représentant les propriétés axiales des fils seuls, modélisés par des éléments à deux nœuds à rigidité axiale uniquement ;
- le *milieu effectif*, représentant toutes les autres propriétés des fils, de la matrice et des vides, modélisé par des éléments volumiques à huit nœuds considérés comme isotropes homogènes en régime élastique.

Le *milieu effectif* étant dominé par le comportement des fils, son module d'Young est supposé égal au module d'Young transverse des fils unidirectionnels. Les *fils* sont des éléments à une dimension et sont définis dans le modèle binaire par des constantes de raideur reliant la déformation à la force. Des ressorts, caractérisés eux aussi par leur raideur, relient les fils de trame et les fils liants.

Le calcul des constantes élastiques s'effectue en imposant certaines conditions aux limites. On obtient facilement les modules d'Young ou de cisaillement par un chargement de traction uniaxiale ou de cisaillement, en imposant une composante de déplacement uniforme sur une paire de faces et tous les autres déplacements restant libres. Le calcul est plus complexe pour les coefficients de Poisson : en traction dans la direction chaîne,

les faces latérales se déplacent de manière non-uniforme car les fils de trame résistent à la contraction latérale. Le coefficient de Poisson ν_{12} est alors calculé aux nœuds des fils de trame localisés sur les faces latérales et en contraignant les faces latérales à se déplacer de manière uniforme. Les déplacements dans l'épaisseur n'étant pas uniformes, le coefficient de Poisson ν_{13} est défini en moyennant les déplacements des faces inférieure et supérieure.

Une comparaison du modèle binaire avec le modèle de la moyenne orientée donne des résultats proches. Cependant, les résultats de ces deux modèles surestiment les valeurs expérimentales de 10 à 15%. Les constantes dans le plan sont ici supérieures à cause de l'ondulation des fils qui n'est pas prise en compte de manière assez précise. La différence des résultats du module d'Young dans l'épaisseur est due à la surestimation du Modèle Binaire (distortion des fils non prise en compte) et à la difficulté à mesurer expérimentalement le module et la fraction volumique dans cette direction.

Dans le modèle binaire, le milieu effectif et les ressorts de couplage n'influent pas sur les constantes élastiques du composite. Les propriétés élastiques macroscopiques du composite 3D sont donc dominées par la rigidité axiale des fils. L'effet de l'ondulation d'un fil n'intervient que pour un chargement dans la direction du fil. La principale irrégularité affectant les constantes planes est l'ondulation hors-plan des fils de chaîne et de trame. Dans ce modèle, elle est introduite par un offset des nœuds d'une amplitude aléatoire. Le modèle binaire est l'un des premiers modèles numériques s'intéressant aux composites 3D, c'est un modèle simple en première approche mais qui peut être amélioré concernant les constantes dans l'épaisseur avec une prise en compte non aléatoire de l'ondulation des fils.

En parallèle de leur modèle analytique XYZ, Tan et al. ont développé un modèle numérique [TAN, 1999]. Ils ont pu ainsi analyser les effets de la fraction volumique des fils liants et de l'espace entre deux fils de trame successifs d'un composite à interlock d'angle dans l'épaisseur.

C'est une approche par bloc stratifié constitué de micro-blocs dont on connaît les propriétés. Les données d'entrée sont la largeur et la hauteur des fils de chaîne, de trame et liants, mesurées sur une coupe. La matrice est considérée comme homogène et isotrope et les fils comme homogènes et orthotropes et de section rectangulaire. La modélisation retenue, décomposant les fils liants en trois segments (Fig. 1.19), ne rend pas compte de manière précise du chemin suivi par le fil.

Pour calculer les constantes de raideur, six vecteurs de déformations sont appliqués (trois en traction suivant les trois directions principales et trois en cisaillement suivant les trois plans principaux). On obtient alors six cas de chargement différents, associés à des conditions aux limites appropriées, à partir desquels on peut calculer les constantes de rigidité. De plus, les auteurs ont analysé l'influence des paramètres de fraction volumique et de distance entre fils de trame. Ils ont ainsi déterminé que la fraction volumique de fibres des fils liants n'a pas d'effet significatif sur les constantes élastiques. Il en est de même pour l'espace entre deux fils de trame adjacents : il a peu d'influence sur les constantes, sauf pour le module d'Young transverse qui diminue de 27% lorsque la distance passe de 1.15 à 2 mm, par exemple. Les résultats sont proches de ceux du modèle analytique XYZ, permettant de mener une étude paramétrique à l'aide de cet outil numérique.

Les deux modèles numériques précédents discrétisent le volume afin d'obtenir des cel-

lules élémentaires composées de constituants homogènes puis effectuent une moyenne volumique pour remonter aux constantes élastiques du composite. En marge de ces modèles, des approches plus adaptées aux composites 3D (forte hétérogénéité et périodicité) peuvent-elles éviter un calcul par moyenne volumique ? Les méthodes d'homogénéisation permettent la détermination des propriétés mécaniques du composite à partir de celles de ses constituants. Dans la suite, on distingue l'homogénéisation basée sur des modèles micro-mécaniques (modèles d'Eshelby et de Mori-Tanaka) et l'homogénéisation par développement asymptotique des structures hétérogènes périodiques.

1.3.3 Généralités sur les approches micro-mécaniques et l'homogénéisation périodique

Les premières méthodes d'homogénéisation développées pour les matériaux composites se basent sur les travaux d'Eshelby, puis de Mori-Tanaka, développés pour l'homogénéisation de tout type de matériaux hétérogènes. La **théorie micro-mécanique d'Eshelby** (1957) a pour principe de remplacer une distribution d'hétérogénéités par un champ de déformation caractéristique (corrigeant la perturbation) ayant un comportement mécanique équivalent homogène. L'application à l'infini de diverses conditions aux limites (contraintes ou déformations macroscopiques imposées) permet de déduire plusieurs modules effectifs pour le milieu considéré chargé d'inclusions. L'absence de prise en compte des interactions entre inclusions limite l'utilisation de cette méthode à de faibles fractions volumiques. Elle permet cependant d'obtenir, pour des géométries particulières, des expressions analytiques simples.

Plus tard, **Mori et Tanaka** (1972) ont développé une théorie qui est l'une des plus usitées dans le domaine des composites. Ils ont relevé l'importance de prendre en compte les interactions entre inclusions, à savoir considérer le volume élémentaire représentatif du matériau (plusieurs inclusions au sein d'une matrice) comme étant de taille finie, ce que ne considère pas la théorie d'Eshelby. Cette méthode permet de généraliser la précédente dans une certaine mesure à des applications à plus forte fraction volumique.

L'intérêt de ces approches micro-mécaniques est d'utiliser des solutions analytiques explicites tant que les géométries restent simples (inclusions circulaires ou elliptiques 2D, cylindriques ou ellipsoïdales 3D). Elles ne sont donc pas adaptées au cas des composites à renforts 3D, présentant des configurations de fils plus complexes (sections lenticulaires et entrelacement) et des fractions volumiques plus élevées.

Compte tenu de ces différentes contraintes et de la périodicité des matériaux envisagés, une solution générale pour obtenir les modules effectifs semble être l'homogénéisation périodique. Le principe consiste à définir une cellule unité (plus petit volume permettant de reproduire la structure complète par périodicité) et à lui appliquer divers chargements sous conditions aux limites périodiques. Cette méthode permet, sans restriction de fraction volumique, de déterminer le comportement équivalent d'un milieu tridimensionnel, voire d'une plaque bidimensionnelle dans le cas d'une structure composite mince. En général, la résolution est numérique par éléments finis et permet ainsi la description d'une géométrie

complexe.

Dans ce contexte, Carvelli et al. ont développé un modèle numérique 3D pour l'analyse de composites à renforts tissés périodiques, en supposant une distribution régulière des fibres dans les fils et un arrangement régulier des fils dans le composite. Ces hypothèses rendent possible l'étude de matériaux hétérogènes périodiques grâce à deux niveaux d'homogénéisation. Le premier niveau concerne les fils. Ils sont considérés comme des composites à renforts fibreux unidirectionnels. Les propriétés mécaniques des fils sont obtenues par calcul numérique. Le volume élémentaire représentatif (VER) du composite unidirectionnel est hexagonal (Fig. 1.21).

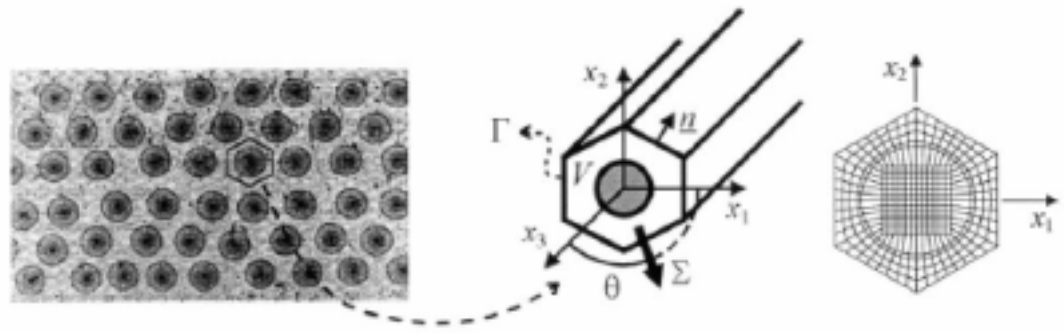

Figure 1.21 – Volume représentatif des fils du composite unidirectionnel [CAR, 2001]

Le second niveau d'homogénéisation concerne le volume représentatif du composite et permet de déterminer les propriétés macroscopiques de la structure. La loi de comportement homogénéisée décrit la relation entre les contraintes et les déformations macroscopiques définies comme les moyennes volumiques des quantités microscopiques $(\sigma(x), \epsilon(x))$. Le champ de déplacement est défini par :

$$u(x) = u^0 + \bar{\bar{\Omega}}.x + \bar{\bar{E}}.x + \tilde{u}(x) \tag{1.12}$$

où u^0 est le déplacement de solide rigide du volume, $\bar{\bar{\Omega}}$ le tenseur anti-symétrique lié à la rotation rigide du volume et $\bar{\bar{E}}$ la déformation macroscopique moyenne. Le champ de déplacement "perturbé" $\tilde{u}$ est supposé périodique.

Un point important est la spécification des conditions aux limites. Le déplacement des faces du VER vérifie les relations suivantes (Fig. 1.22) :

$$u(\ell_1/2, x_2, x_3) - u(-\ell_1/2, x_2, x_3) = u^A - u^C \tag{1.13}$$

$$u(x_1, \ell_2/2, x_3) - u(x_1, -\ell_2/2, x_3) = u^B - u^D \tag{1.14}$$

$$u(x_1, x_2, 0) - u(x_1, x_2, h) = u^A - u^F \tag{1.15}$$

Le gradient du déplacement macroscopique est lié aux composantes du déplacement sur le volume du VER (Fig. 1.22). En employant les conditions de périodicité ci-dessus, et en supposant le déplacement u^0 et la rotation $\bar{\bar{\Omega}}$ rigides nuls, il s'exprime de la façon

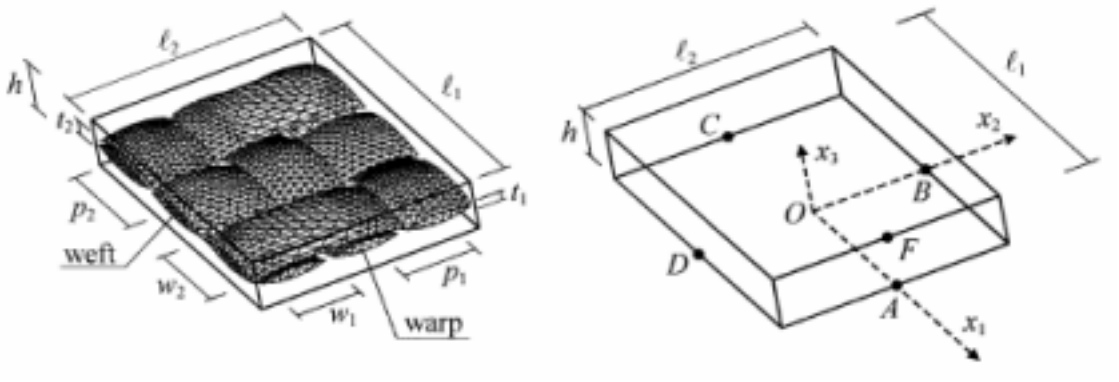

Figure 1.22 – Conditions aux limites du VER [CAR, 2001]

suivante :

$$\bar{\bar{E}} = \begin{bmatrix} \frac{u_1^A - u_1^C}{\ell_1} & \frac{u_1^B - u_1^D}{\ell_2} & \frac{u_1^F - u_1^A}{h} \\ \frac{u_2^A - u_2^C}{\ell_1} & \frac{u_2^B - u_2^D}{\ell_2} & \frac{u_2^F - u_2^A}{h} \\ \frac{u_3^A - u_3^C}{\ell_1} & \frac{u_3^B - u_3^D}{\ell_2} & \frac{u_3^F - u_3^A}{h} \end{bmatrix} \tag{1.16}$$

Dans les simulations numériques, une composante macroscopique de déformation ou de contrainte est appliquée et la composante correspondante (de contrainte ou de déformation, respectivement) est calculée en moyenne volumique, ce qui mène à la détermination d'un terme de rigidité. Par exemple, pour le module d'Young longitudinal, on applique une déformation $E_{11} = \frac{u_1^A - u_1^C}{\ell_1}$, puis on calcule la contrainte moyenne correspondante Σ_{11} sur le volume.

Chung et al. se sont également intéressés à la méthode d'**homogénéisation asymptotique** pour les matériaux composites [CHU, 2001]. Leur méthode consiste à caractériser une structure sans les détails de sa microstructure : c'est le corps global X avec ses coordonnées x_i ; puis ils considèrent une seule période de la microstructure : c'est le corps local Y avec ses coordonnées y_i. Chung et al. ont décrit la procédure en sept étapes :

1. Modéliser les deux échelles par éléments finis : un maillage pour le corps global homogénéisé discrétisé X^e et un maillage pour la structure locale discrétisée Y^e.
2. Introduire l'approximation en séries asymptotiques des variables primaires (u, ϵ, σ, ...) avec le paramètre d'échelle e permettant de passer de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique ($e = \frac{x_i}{y_i}$). Les deux premiers termes de la série en déplacement sont $u^{(0)}$ (représentant le lissage global) et $u^{(1)}$ (oscillations à petite échelle) :
$$u_i(x) = u_i^{(0)}(x, y) + e u_i^{(1)}(x, y) + e^2 u_i^{(2)}(x, y) + \ldots \tag{1.17}$$
3. Ecrire les équations hiérarchiques aux différents ordres en e : équations d'équilibre, relations déformation/déplacement, lois de comportement des matériaux constitutifs.
4. Micro-équation et correcteur : l'étape précédente donne lieu à une équation différentielle partielle en $u^{(0)}$ et $u^{(1)}$. Cette équation n'est pas directement résolue pour $u^{(1)}$, on introduit alors un correcteur, qui provient de la résolution d'une équation auxiliaire dans Y^e par la méthode des éléments finis. Le correcteur est utilisé pour relier $u^{(1)}$ à $\partial u^{(0)}/\partial x$.

5. Homogénéisation : utilisation du gradient du correcteur pour définir le tenseur des propriétés homogénéisées dans Y^e.
6. Résoudre le problème aux valeurs limites globales. Les équations de champ sont résolues dans X^e en utilisant la méthode des éléments finis et le correcteur de l'étape 4 pour obtenir $u^{(0)}$.
7. Localisation : on s'intéresse maintenant à la réponse micro-mécanique. Les équations de localisation pour les micro-contraintes et micro-déformations sont dérivées indirectement de l'étape 3.

Au final, la matrice des propriétés homogénéisées est donnée par :

$$\left[C^h\right] = \sum_{e=1}^{n} \frac{V_e}{V_{tot}} \left[C^e\right] \left([I] + \left[B^e\right] \left[\chi^e\right]\right) \tag{1.18}$$

où $[B^e]$ est la matrice gradient élémentaire, $[C^e]$ la matrice élémentaire des propriétés matérielles et $[\chi^e]$ le correcteur élémentaire, solution de l'équation 1.21 :

$$\{\epsilon\} = [B]\{u\} \tag{1.19}$$

$$\{\sigma\} = [C][B]\{u\} \tag{1.20}$$

$$\int_{Y^e} [B]^T [C] [B] \, dy^e [\chi] = \int_{Y^e} [B]^T [C] dy^e \tag{1.21}$$

La méthode d'homogénéisation asymptotique est classiquement utilisée en élasticité linéaire, mais peut être élargie aux problèmes inélastiques et plus généralement non-linéaires. Cette méthode permet de comprendre les tendances qualitatives du comportement des matériaux et d'estimer les champs de contraintes non-homogènes dans les structures composites.

Enfin, Buannic et al. ont mené une étude numérique sur les propriétés effectives de panneaux sandwich à âme en matériau ondulé [BUA, 2003]. Du fait de la structure périodique de ce type de composite, la théorie d'homogénéisation périodique, basée sur la méthode des développements asymptotiques, est utilisée. L'objectif est ici de remplacer la structure 3D hétérogène par une plaque homogène équivalente de Kirchhoff-Love, et en particulier de remplacer l'âme par un milieu homogène équivalent. La méthode est appliquée sur des panneaux avec différentes âmes renforcées et les réponses de plaques homogènes équivalentes soumises à des chargements dans le plan et en flexion pure sont proches des solutions 3D hétérogènes. Une méthode complémentaire est proposée pour obtenir la rigidité effective en cisaillement transverse des panneaux et avoir au final un modèle de plaque homogène de Mindlin-Reissner équivalente permettant de rendre compte correctement du comportement en flexion simple.

1.3.4 Modélisation numérique de la rupture et de l'endommagement des composites 3D

L'endommagement et la rupture des matériaux composites intéressent naturellement, dans un second temps, les concepteurs et utilisateurs de structures. Les mécanismes régis-

sant ces phénomènes sont complexes en raison de la forte hétérogénité de ces matériaux, en particulier dans le cas des composites interlocks présentant une architecture 3D. La majorité des travaux concernant les composites 3D se basent sur des modèles d'endommagement de composites stratifiés unidirectionnels ou multidirectionnels. Les mécanismes d'endommagement sont listés succintement ainsi que les principaux modèles de caractérisation associés (modèles d'endommagement, des critères de mécanique de la rupture et méthode des éléments finis avec éléments d'interface).

Les composites interlocks présentent les mêmes mécanismes d'endommagement que les stratifiés, avec cependant quelques différences notables dues à l'entrelacement des fils : une mise en tension importante des fils liants, une rupture matricielle modifiée à cause de la décohésion à l'interface fils/matrice et une atténuation du délaminage (cf. §1.4). En plus des modèles précédemment cités, on peut citer quelques modèles spécifiques aux interlocks décrivant ces phénomènes particuliers. Par exemple, Cox et al. ont introduit dans leur modèle binaire des facteurs influençant les mécanismes de rupture et les effets de friction pendant l'arrachement d'un composite 3D.

Avant de décrire plus en détails les travaux dans ce domaine, rappelons que la modélisation du comportement mécanique d'un matériau permet de caractériser ses propriétés physiques et leur évolution au cours d'un chargement. Un tel modèle peut être :

- explicite : il se base sur des théories physiques liant les propriétés microscopiques du système matériau à son comportement macroscopique grâce, en général, à une relation contrainte-déformation ;
- implicite : le comportement mécanique est caractérisé par une relation mathématique ne s'appuyant pas sur sa réalité physique (phénoménologique), idéal pour les matériaux complexes au comportement non-linéaire ;
- hybride : il s'agit alors d'une combinaison des deux précédents.

L'évolution de l'endommagement d'un composite jusqu'à la rupture dépend de la géométrie, des matériaux, des conditions et de l'historique du chargement. Les principaux mécanismes de rupture des matériaux composites sont :

- la décohésion à l'interface fibres/matrice ;
- la rupture des fibres ;
- la rupture matricielle à cause de la présence de fissures ou de vides dans la matrice ;
- le délaminage : séparation de couches internes, endommagement typique des stratifiés.

L'étude du comportement à l'échelle microscopique (micro-structure et distinction des constituants) est importante pour la prédiction des propriétés macroscopiques des composites. C'est en gardant en tête ce rapport d'échelle que l'étude de l'endommagement et de la rupture est envisagée. L'évolution de l'endommagement entraîne des modifications dans la micro-structure, puis une perte progressive de la rigidité aboutissant à une loi de comportement macroscopique fortement non-linéaire et donc complexe.

La **modélisation de l'endommagement** traduit une diminution des performances mécaniques. Divers modèles existent et sont spécifiques à certains modes d'endommagement des composites [ORI, 2008] :

- la mécanique de l'endommagement utilise des équations pour l'initiation et la progression de l'endommagement, qui sont intégrées dans les lois de comportement des matériaux ;
- l'endommagement progressif des plis représente l'accumulation de l'endommagement dans les stratifiés en abaissant les propriétés matériaux au niveau du pli ;
- les éléments d'interface sont des éléments finis, insérés entre des sous-structures de composite et représentant le délaminage par une couche dommageable (par exemple, les éléments cohésifs qui sont étudiés plus loin) ;
- la mécanique de la rupture est adaptée au cas de l'endommagement par délaminage en définissant au préalable une région de pré-rupture entre deux sous-structures du composite.

La **mécanique de la rupture** est l'étude de la propagation de défauts existants, déjà utilisée avec succès dans le cas du délaminage et de la décohésion. La propagation est fonction du taux d'énergie de déformation libérée. Les critères de rupture des composites sont nombreux et appliqués depuis de nombreuses années. Ils se basent sur des contraintes ou déformations ultimes, prédisent la rupture globale ou bien un mode de rupture particulier, et s'intéressent aux ruptures dans le plan ou bien entre les couches. On distingue les critères de :

- rupture de fils : en tension, elle est due à l'accumulation de ruptures de fibres. En compression, l'endommagement est généré par du micro-flambement ou un écrasement des fils (cf. §1.4.2). De manière générale, un critère en contrainte ou déformation maximale, lesquelles sont issues de valeurs expérimentales, est utilisé.
- rupture matricielle : phénomène complexe s'initiant aux défauts ou aux interfaces fibres/matrice, pouvant s'accumuler dans tout le matériau.
- rupture du pli : prédiction de la rupture d'un pli en entier, sans différencier les ruptures de fibres et de matrice et sans considérer le délaminage (exemples de critère : Yamada-Sun, Tsai-Hill, Hoffman et Tsai-Wu).
- délaminage : il existe des critères de prédiction d'initiation s'appuyant sur les contraintes de plis ou d'éléments d'interface et des critères de propagation d'un délaminage pré-existant s'appuyant sur le taux d'énergie de déformation libérée.

L'étude de l'endommagement des composites s'appuie très souvent sur la méthode des éléments finis, pour des raisons de complexité. La propagation des fissures se base sur des méthodes énergétiques comme la méthode de l'intégrale J qui requiert une finesse de maillage importante. Une autre approche très utilisée est la *Virtual Crack Closure Technique* (VCCT), développée par Ribicky et Kanninen dans les années 1970 [RYB, 1977]. Appliquée aux matériaux élastiques linéaires, elle calcule plus efficacement que l'intégrale J les paramètres de rupture au front de fissure de structures 3D et utilise un maillage plus grossier. La seule hypothèse, dite de similarité, suppose l'énergie de propagation de fissure d'une certaine longueur égale à l'énergie nécessaire pour refermer les deux surfaces de rupture de cette même longueur de fissure. Elle n'est cependant pas adaptée pour la prédiction d'initiation de rupture à cause de cette hypothèse [LIU, 2010].

Une méthode a alors été envisagée par Dugdale et Barenblatt : le concept de **zone cohésive** décrivant une rupture discrète comme une séparation de surfaces [LIU, 2010]. Développée par la suite par d'autres chercheurs (Hutchinson et Suo, Tvergaard et Hutchinson, Camanho et al., et Turon et al.), la théorie cohésive suppose en amont de la fissure que les deux surfaces sont contrôlées par une relation de discontinuité en traction-séparation qui empêche toute condition de similarité entre ces surfaces. Elle décrit explicitement la zone non-linéaire de rupture et se traduit par l'utilisation d'élements d'interface : éléments finis avec deux surfaces opposées séparées par une fissure qui se propage. Ces éléments empêchent toute inter-pénétration grâce à la définition de régions de contact [ORI, 2008].

Déjà très utilisée pour la modélisation du délaminage et le décollement d'interfaces, la méthode des éléments cohésifs permet d'analyser une séparation en mode I (ouverture souvent caractérisée par un essai Double Canteliver Beam), en mode II (cisaillement souvent représenté par un essai de flexion trois points) ou en mode combiné I+II. Elle lie les contraintes des éléments aux déplacements nodaux par une courbe de traction-séparation, pouvant avoir une forme bilinéaire, exponentielle ou linéaire-exponentielle. En résumé, la force de traction augmente rapidement avec l'ouverture de la fissure, atteint un maximum puis décroît graduellement jusqu'à zéro (voir Fig. 1.23 pour la représentation des trois modes). Les paramètres de cohésion sont la rigidité initiale (K), la résistance en contrainte (σ_{max}), l'énergie de déformation dissipée (G_c) et les déplacements relatifs des éléments (δ_e et δ_f). Chaque étape de la décohésion est soumise à un critère linéaire ou quadratique en déplacements, contraintes ou énergies (plus de détails au §4.2).

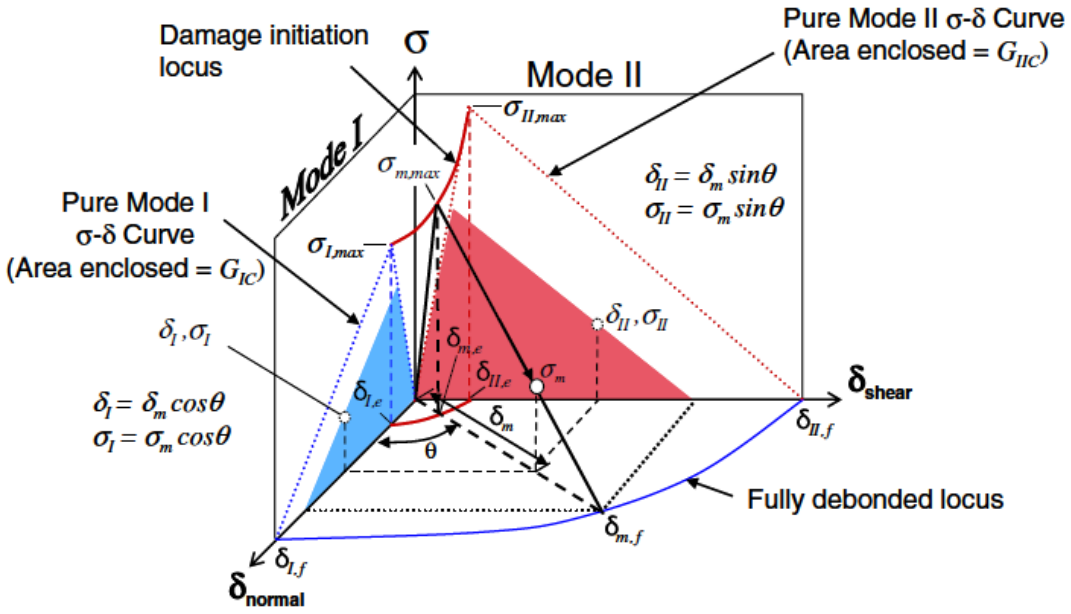

Figure 1.23 – Loi de traction-séparation en mode combiné [HAR, 2008]

En comparaison avec la technique VCCT, les éléments de cohésion permettent de modéliser à la fois l'initiation et la propagation de la rupture, de modéliser de multiples chemins de fissure sans connaître à l'avance leur direction ni une taille de fissure préalable [HAR, 2008]. Un autre avantage est l'abscence de remaillage fin s'ajustant au front de fissure [ORI, 2008]. Les inconvénients de cette méthode découlent de ces points forts :

	UD carbone/époxy [ELM, 2009]	UD préimprégné Hexcel HTA/6367C carbone/époxy [HAR, 2008]	UD Torayca T300/977-2 carbone/époxy [HAR, 2008]
Propriétés matériaux	$E_1 = 150$ GPa $E_2 = E_3 = 11$ GPa $G_{12} = G_{13} = 6$ GPa $G_{23} = 3.7$ GPa	$E_1 = 120$ GPa $E_2 = E_3 = 10.5$ GPa $G_{12} = G_{13} = 5.25$ GPa $G_{23} = 3.48$ GPa $\nu_{12} = \nu_{13} = 0.3$ $\nu_{23} = 0.51$	$E_1 = 150$ GPa $E_2 = E_3 = 11$ GPa $G_{12} = G_{13} = 3.48$ GPa $G_{23} =3.7$ GPa $\nu_{12} = \nu_{13} = 0.3$ $\nu_{23} = 0.51$
Paramètres de cohésion (modes I et II)	$G_{Ic} = 0.378$ N/mm $K_I = 3.10^4$ N/mm^3 $\sigma_{Imax} = 45$ MPa	$G_{Ic} = 0.26$ N/mm $K_I = 10^5$ N/mm^3 $\sigma_{Imax} = 30$ MPa	$G_{Ic} = 0.352$ N/mm $K_I = 10^5$ N/mm^3 $\sigma_{Imax} = 30$ MPa
		$G_{IIc} = 1.002$ N/mm $K_{II} = 10^5$ N/mm^3 $\sigma_{IImax} = 60$ MPa	$G_{IIc} = 1.002$ N/mm $K_{II} = 10^5$ N/mm^3 $\sigma_{IImax} = 60$ MPa

Tableau 1.1 – Propriétés de matériaux composites et paramètres de cohésion associés

l'absence de chemin de propagation connu a priori implique la présence d'éléments cohésifs à l'ensemble des interfaces, diminuant ainsi la rigidité globale car les surfaces cohésives se séparent légèrement en chargement, et rendant enfin le modèle dépendant d'un maillage relativement fin au niveau de ces interfaces [DRA, 2005]. Avec cette méthode, Elmarakbi et al. ont porté leur attention sur l'instabilité due au retour élastique après le dépassement du pic de contrainte et ont alors introduit une zone de pré-adoucissement diminuant progressivement la rigidité initiale et la résistance en contrainte avant le début de la zone d'adoucissement pour éviter toute variation brusque des paramètres de cohésion [ELM, 2009]. Cependant, cette méthode nécessite des valeurs expérimentales de propriétés interfaciales. Les essais sont difficiles à mettre en place et il existe peu de données dans la littérature pour l'interface carbone/époxy. Quelques jeux de paramètres sont listés dans le tableau 1.1.

Dans le contexte des éléments de cohésion, une analyse précise du délaminage nécessite un maillage suffisamment fin. Mais des modèles complexes imposent donc des coûts de calculs importants. Il est alors intéressant d'optimiser le maillage en définissant une longueur de zone cohésive et un nombre d'éléments adéquats. Hillerborg et al. [HIL, 1976] furent les premiers à développer un modèle éléments finis de fissure d'interface pour l'étude du délaminage dans le béton. Ils ont alors défini un paramètre de longueur caractéristique et un nombre d'éléments d'interface optimal. La longueur de zone dépend du module d'Young et de l'épaisseur du matériau, de l'énergie de déformation et de la contrainte maximale. La longueur d'un élément est choisie égale à 1/6 de la longueur de zone selon Harper et al. [HAR, 2008]. Par exemple, pour un essai DCB sur stratifié carbone/époxy, ces auteurs préconisent 2 ou 3 éléments. Quelques exemples d'application des éléments cohésifs sont cités. Campilho et al. ont étudié le pouvoir adhésif de patchs (stratifiés carbone/époxy) de réparation de composites en fonction de la longueur de recouvrement et de l'épaisseur.

Une loi de traction-séparation trapézoïdale (représentative d'un comportement ductile) est appliquée à des éléments cohésifs d'épaisseur nulle [CAM, 2009]. Drabek et Böhm ont étudié l'initiation et la propagation de fissures dans une matrice ductile de composites avec coalescence des vides [DRA, 2005]. Venkat Rao et al. ont, quant à eux, utilisé une loi de comportement exponentielle pour décrire l'initiation et la propagation de la rupture de l'interface fils/matrice d'un composite à renfort 3D orthogonal carbone/carbone [VEN, 2007]. Elmarakbi et al. ont développé un nouveau modèle cohésif adaptatif avec une zone de pré-adoucissement afin de pallier le problème d'instabilité numérique et en prenant en compte la dépendance à la vitesse d'ouverture avec un paramètre de viscosité. Ils ont étudié l'initiation et la propagation du délaminage en chargement quasi-statique et dynamique en mode I d'un stratifié unidirectionnel carbone/époxy. Ils ont implémenté des éléments hexagonaux de volume quasi-nul (d'épaisseur 0.01 mm) [ELM, 2009]. Les éléments cohésifs sont également utilisés pour modéliser la rupture de fibres d'unidirectionnels. Des sections transverses de fibres de verre, choisies aléatoirement, sont remplacées par une couche d'interface. Les propriétés de cette interface sont les moyennes des propriétés des fibres et de la résine [MIS, 2009].

En parallèle, à la fin des années 1990, Belytschko et al. ont développé une nouvelle technique **XFEM** (*Extended Finite Element Method*) permettant à la fissure de se propager dans n'importe quel plan grâce à des éléments solides continus enrichis de degrés de liberté additionnels. Ceci permet de modéliser des discontinuités de déplacement sans se contraindre aux surfaces inter-éléments et de traverser ces éléments afin de simuler une propagation aléatoire de fissure [MOë, 2002].

En complément de toutes ces approches généralement utilisées pour les stratifiés, des modèles ont été développés dans le cadre des composites à renfort 3D avec une évolution de leur endommagement spécifique.

McGlockton et al. ont généralisé le modèle binaire en introduisant la déformation à rupture pour les composites 3D [MCG, 2003]. Ce modèle est préconisé pour les calculs de rigidité et de résistance de structures avec une distribution de contraintes dans les fils de forme complexe. Il est aussi préconisé pour le calcul de la progression des dommages en charge monotone et en fatigue, pour la localisation de l'endommagement, pour la fatigue près de zones de concentration de contraintes et pour des lois de comportement dans des zones cohésives en traction. Pour les composites 3D à l'architecture complexe, la distribution de défauts dans l'espace peut être prise en compte par un modèle stochastique.

Les mécanismes de rupture dans les composites 3D dépendent de l'architecture et des irrégularités comme l'ondulation des fils, droits en théorie ; ces facteurs influencent fortement la résistance mécanique. Ces irrégularités sont considérées comme des défauts géométriques aléatoires qui favorisent des modes de rupture non catastrophiques, une grande déformation à rupture, une tolérance aux dommages et une insensibilité aux entailles. Le modèle binaire prend en compte les variations aléatoires de la distribution de charges et considère la redistribution de charges au-delà du régime élastique pendant que le composite se rompt progressivement.

Les effets de friction et de désalignement sont importants en phase d'arrachement de fils. Quand un fil de chaîne rompt, il se décolle, près du lieu de la rupture, du compo-

site environnant par une fissure matricielle circonférentielle. Le fil glisse suivant la zone de décollement, auquel s'oppose une force de frottement. Le phénomène de friction agit comme une force d'équilibre, et est accru par celui de blocage. Quand un fil de chaîne glisse, les facettes inclinées de sa surface (irrégularités de la forme idéalisée) écartent les fils de trame voisins, dont les facettes sont initialement en contact avec celles de la chaîne (Fig. 1.24). Il y a donc un glissement suivant le fil de chaîne et normal au fil de chaîne. Ce déplacement normal cause la dilatation du composite dans l'épaisseur. Cela crée une tension dans les fils liants présents dans la zone de glissement ; cette tension est équilibrée en compression dans les fils de chaîne et de trame dans la direction de l'épaisseur. Cette compression additionnelle augmente le coefficient de friction.

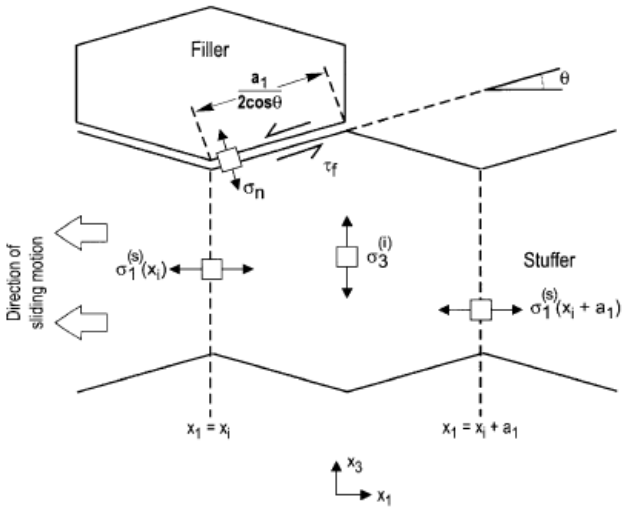

Figure 1.24 – Phénomène de glissement et de blocage [MCG, 2003]

Le modèle binaire est un outil performant pour simuler la rupture ultime en traction des composites textiles. De nombreux mécanismes non-linéaires sont incorporés, tels que l'irrégularité des fils, le cisaillement plastique, la fissuration matricielle, la rupture des fils, le décollement et le glissement, le phénomène de friction et l'arrachement. Mais ce modèle ne prend pas en compte la périodicité du comportement, point essentiel et nécessaire pour une généralisation du modèle aux structures complexes. De plus, les conditions aux limites utilisées ne sont pas représentatives de la réalité [SHE, 2003].

Enfin, Carvelli et Poggi ont appliqué une méthode d'homogénéisation périodique au calcul de la résistance ultime d'un composite tissé [CAR, 2001]. La rupture est simulée par l'introduction de modèles matériels propres à la matrice et aux fils. L'hypothèse de l'adhésion parfaite entre les deux phases du composite est supposée. Le comportement limite de la matrice est modélisé par le critère de rupture de Drucker-Prager. Il n'existe pas de critère de rupture dans les codes éléments finis actuels pour des fils considérés comme des matériaux fragiles isotropes transverses. Une alternative est le modèle "*smeared crack*" sous Abaqus. Il ne considère pas les fissures individuellement mais est basé sur la dégradation des propriétés matérielles associées à un seul point d'intégration qui représente une fraction correspondante du volume. En traction, la perte en résistance et en rigidité due aux fissures est prise en compte par un terme d'adoucissement. Les auteurs localisent

les contraintes de von Mises maximales dans les zones de contact entre fils de chaîne et de trame.

1.3.5 Logiciels spécifiques de modélisations textile et mécanique

1.3.5.1 Logiciels de modélisation géométrique textile

Les logiciels présentés ci-dessous permettent la modélisation géométrique des renforts textiles. Ils couvrent de larges possibilités dans la description de l'architecture avec la prise en compte de la section des fils, de leur position et de leur densité.

DesignScope Victor

Le logiciel DesignScope Victor a été créé par EAT - DesignScope Company pour la modélisation de tissus, en particulier de tissus 2D. L'augmentation de l'utilisation de tissus 3D a poussé cette société à créer des modules spécifiques pour ces nouvelles structures. Le module 3D Weave Tech permet la modélisation de tissus 3D, ainsi que le module Cross Section. Ce dernier permet d'analyser et de développer des tissus 3D simples ou complexes du point de vue de la section des fils.

Le module 3D Weave Tech permet de développer et de visualiser en 3D des tissus avec des tissages simples ou des tissages multi-couches. On peut définir jusqu'à seize couches de chaîne et de trame. La visualisation permet d'espacer les couches et même de les effacer pour faciliter l'analyse (Fig. 1.25). Les densités peuvent être attribuées individuellement, de même que les sections et les positions des fils sont variables.

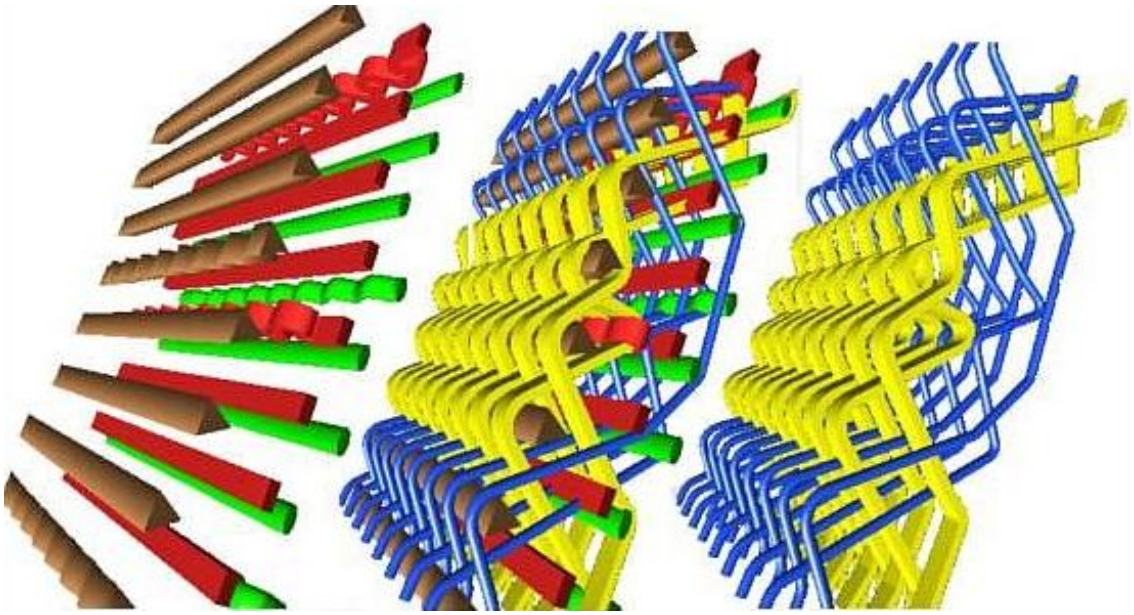

Figure 1.25 – Séparation des couches dans le module 3D Weave Tech

TexEng

Né d'un partenariat entre le département Textiles de l'Université de Manchester et Tension Technology International Ltd., TexEng Software Ltd. a pour mission le transfert technologique du savoir académique aux industriels au travers de programmes de CAO

pour les textiles. Le module Weave Engineer est dédié à la conception et à la fabrication de structures textiles, basées sur des technologies de tissage conventionnelles. Il est utilisé pour des structures textiles 3D interlocks. TexEng a aussi développé un logiciel pour la mécanique qui sera décrit dans le paragraphe suivant.

1.3.5.2 Logiciels de modélisations textile et mécanique

Les logiciels suivants peuvent être utiliser pour l'étude du comportement mécanique des composites interlocks.

WiseTex

Ce logiciel a été développé à l'Université Catholique de Louvain [VER, 2005]. Il fait partie d'une famille de logiciels dédiés à la simulation des composites textiles. Il permet de modéliser la géométrie interne de textiles dans un état relâché, en compression, traction et cisaillement. Le modèle mécanique utilisé est basé sur un algorithme de minimisation de l'énergie de déformation des fils pour prédire la géométrie interne des tissus 2D ou 3D. Il s'affranchit de l'inconvénient d'autres modèles dépendant de descriptions empiriques du textile.

WiseTex fournit une description complète de la géométrie interne d'un tissu. Les données d'entrée sont les propriétés du fil (géométrie de la section, comportement en traction/compression, flexion, friction et fraction volumique de fibres), le motif des fils liants et l'espacement des fils. Pour une ondulation donnée, l'équation d'un fil sur un intervalle élémentaire est une fonction paramétrique dépendant de l'abscisse de la fibre neutre, de l'amplitude de l'ondulation et de l'espacement des fils. La forme de la section peut être elliptique ou lenticulaire. Cette forme ne varie pas le long du fil mais les dimensions peuvent changer avec la compression des fils entre eux dans les zones de contact. La position d'un fil pour une section donnée dans une cellule unitaire est définie par cinq fonctions périodiques : une pour la position du fil dans l'espace, deux pour le système local de coordonnées et deux pour les dimensions de la section (Fig. 1.26). La géométrie est discrétisée sous la forme d'un modèle éléments finis. Une section est divisée en quatre éléments. Pour les fils, un modèle de matériau isotrope transverse est utilisé ; pour les propriétés des fils imprégnés, la fraction volumique locale des fibres et leur orientation dans les fils sont prises en compte. Les volumes des fils sont maillés par une opération de "balayage" tout en évitant l'interpénétration des fibres.

Le logiciel TexComp est utilisé pour le calcul des propriétés de rigidité en s'appuyant sur le modèle des inclusions d'Eshelby, combiné à celui de Mori-Tanaka. Pour cela, les fils de la cellule unitaire sont divisés en petits segments qui sont caractérisés par leur fraction volumique totale, leur orientation spatiale, leur section et leur courbure locale. Puis le principe d'inclusion équivalente d'Eshelby transforme chaque segment hétérogène en segment homogène avec une transformation fictive de la distribution des déformations. Le modèle de Mori-Tanaka permet de prendre en compte les effets des interactions entre fils.

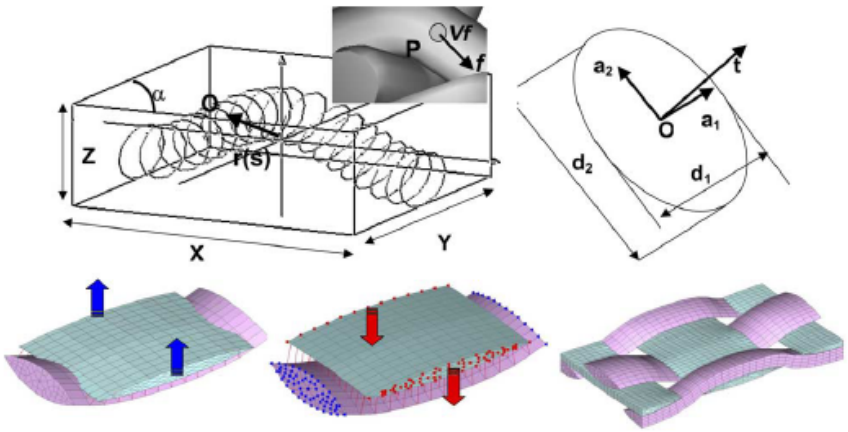

Figure 1.26 – Définition d'une section pour éviter la pénétration des fils [VER, 2005]

TexGen

TexGen est un programme développé à l'Université de Nottingham pour la modélisation de géométries de textiles à l'échelle de la cellule unité. Robitaille et al. ont généré des modèles géométriques pour la prédiction de la perméabilité de tissus et des propriétés mécaniques de composites [SHE, 2007]. Ils ont voulu représenter tout type de renforts textiles sans s'imposer de limites dans la prédiction des propriétés. De même, cette prédiction des propriétés est entièrement découplée de la modélisation géométrique. Pour la modélisation géométrique, le chemin d'un fil est défini par une série de points de contrôle. Le lissage du chemin est effectué par des interpolations de Bézier ou cubiques. La surface d'un fil est définie par le "balayage" d'une simple section de forme lenticulaire ou elliptique sur la longueur du fil. Pour la prédiction des propriétés, on considère les effets de la forme de la section et de la distribution de fibres. La variation de section affecte la distribution des contraintes, ce qui nécessite de connaître sa forme exacte. Les conditions aux limites périodiques sont importantes car elles empêchent l'apparition de concentrations de contraintes artificielles sur la frontière.

TexEng

TexEng Software Ltd. a développé un logiciel de prédiction du comportement mécanique pour les textiles technologiques. Le logiciel Tech Text CAD est un ensemble de modules pour l'ingénierie d'assemblages de textiles et pour définir des structures, prédire des propriétés mécaniques et faire des calculs simples. Le tissu est modélisé, puis le programme choisit les propriétés matérielles à partir de bases de données (fibres, fils et tissus) et calcule les propriétés mécaniques du tissu par une méthode énergétique.

1.3.6 Conclusions sur la modélisation mécanique

Cette partie sur la modélisation du comportement mécanique des composites permet de tirer une première conclusion intermédiaire. Les approches mécaniques analytiques adaptées et numériques développées spécifiquement pour les composites à renforts 3D se basent

sur des moyennes volumiques de modèles géométriques souvent approchés. Dans le cas de cette étude, le passage aux méthodes d'homogénéisation plus générales semble alors nécessaire, permettant de conserver l'exactitude de l'architecture modélisée. Certains points importants sont alors à prendre en compte, tels que l'ondulation et une mesure expérimentale précise des propriétés pour une comparaison numérique fiable.

De même, l'étude de l'endommagement de composites 3D se base sur des modèles et des critères existants pour les stratifiés. Mais les tissus 3D présentent des mécanismes de rupture sensiblement différents, conduisant à l'utilisation de méthodes numériques spécifiques (modèle binaire par exemple) ou d'outils spécialisés pour certains modes de rupture. Parmi ces derniers, on retrouve les éléments cohésifs, déjà mis à profit pour l'étude du délaminage et du décollement d'interfaces, qui seront introduits dans la modélisation de la décohésion fil/matrice du composite interlock étudié (cf. Chap. 4).

1.4 Caractérisation mécanique des composites 3D

Cette partie présente les différents types d'essais sur les composites à renforts 3D interlocks répertoriés dans la littérature : traction, compression, impact, cisaillement et flexion.

1.4.1 Traction

La caractérisation mécanique d'un matériau s'effectue en général à partir d'un essai de traction uniaxiale qui permet de déterminer le module et les contraintes et déformations limites. Dans le cas des composites 3D, Lee et al. se sont intéressés à l'endommagement des fils pendant le tissage et ont mené des essais pour le caractériser. Cox et al. ont pratiqué des essais de traction sur des composites à renfort interlock et en ont tiré une courbe de contrainte / déformation, présentant les trois phases suivantes : la phase élastique, la phase d'écrouissage - dont John et al. expliquent plus en détails les endommagements longitudinaux et transverses - et enfin la phase de rupture. Mais avant de décrire plus en détails ces essais, d'autres essais de traction, sur fils imprégnés cette fois, sont présentés.

L'endommagement des fils durant le tissage diminue les capacités du matériau composite (cf. §1.1.4). Lee et al. [LEE, 2002] ont caractérisé cet endommagement causé aux fils par des essais de traction sur des fibres sèches à différentes étapes du tissage, sur des fils résinés et des composites à structure orthogonale. Ils ont mesuré une diminution de 50% de la résistance en traction mais une faible réduction du module élastique de l'ordre de 7%. Une autre comparaison est effectuée entre un tissu 2D de carbone et un stratifié avec des fils non endommagés parfaitement alignés et conduit au chiffre de 40% de perte de la rigidité en traction [LEE, 2002]. Ceci traduit parfaitement l'usure que génère le tissage, qui est encore plus importante dans le cas des tissus 3D. Des travaux complémentaires ont montré que les fils liants connaissent une diminution de leur résistance supérieure à celle des autres fils (de l'ordre de 50%) car ces fils se courbent davantage en suivant les chemins orthogonaux dans l'épaisseur [RUD, 2003].

Cet endommagement, dû au tissage, est discuté au paragraphe 2.2.3, dans le cadre de cette étude sur l'interlock d'angle couche-à-couche.

Cox et al. [COX, 1996] ont analysé la rupture en traction de composites à renfort 3D interlock d'angle couche-à-couche et dans l'épaisseur (carbone AS4 / époxy). Les phénomènes observés sont l'absence de délaminage, une grande déformation à rupture et une insensibilité aux entailles. Les facteurs importants sont le compactage des fibres dans les fils (lorsqu'il y a rupture d'un fil, il se détache de la résine environnante, ce qui évite la propagation d'endommagement catastrophique), l'irrégularité des fils droits (création de défauts géométriques, d'où une délocalisation de la rupture) et le renfort dans l'épaisseur qui maintient les fils après rupture. Les essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes en forme d'haltères (Fig. 1.27) dans la direction chaîne, mais d'autres éprouvettes rectangulaires de longueur et largeur proportionnelles à celles d'une cellule unité ont été utilisées par Tan et al. (Fig. 1.28). La courbe de traction caractéristique est présentée en figure 1.29.

Les trois phases observées sont :

1. Phase élastique : courbe linéaire jusqu'à $\approx 1\%$ de déformation.
2. Phase d'écrouissage : phase non-linéaire correspondant à la traction des fils de chaîne jusqu'à leur alignement dans le plan puis à la rupture successive des fibres menant à l'adoucissement du module.
3. Arrachement : les fils de chaîne rompus se désolidarisent de la moitié opposée de l'éprouvette, la déformation à rupture est élevée, la plupart des fils de chaîne ayant rompu bien avant la première chute de charge.

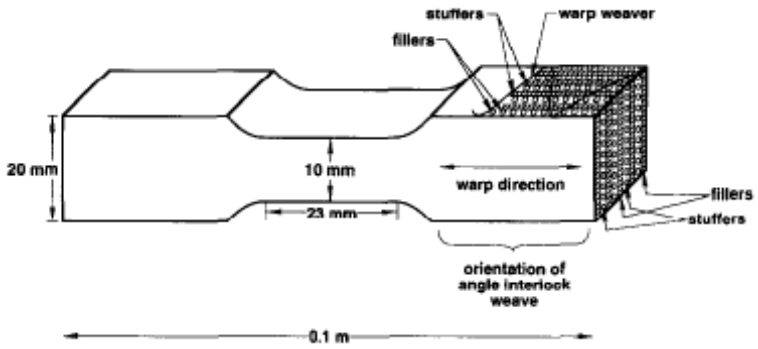

Figure 1.27 – Eprouvette haltère pour essais de traction [COX, 1996]

Au cours du régime élastique, la réponse du composite est dominée par le comportement des fils de chaîne. Le module d'Young dans la direction chaîne peut être approché par :

$$E_1 \approx f_s E_x^{(UD)} + (1 - f_s) E_y^{(UD)} \tag{1.22}$$

où f_s est la fraction de fibres dans les fils de chaîne et $E_x^{(UD)}$ et $E_y^{(UD)}$ sont les modules d'Young axial et transverse d'un fil individuel considéré comme un unidirectionnel.

Pendant la phase d'écrouissage, il y a redressement plastique des fils de chaîne, c'est-à-dire une réduction du degré d'ondulation. Cette réduction se traduit par une contrainte de cisaillement axial τ_{13} et un angle de désalignement initial ξ des segments de chaîne (2°

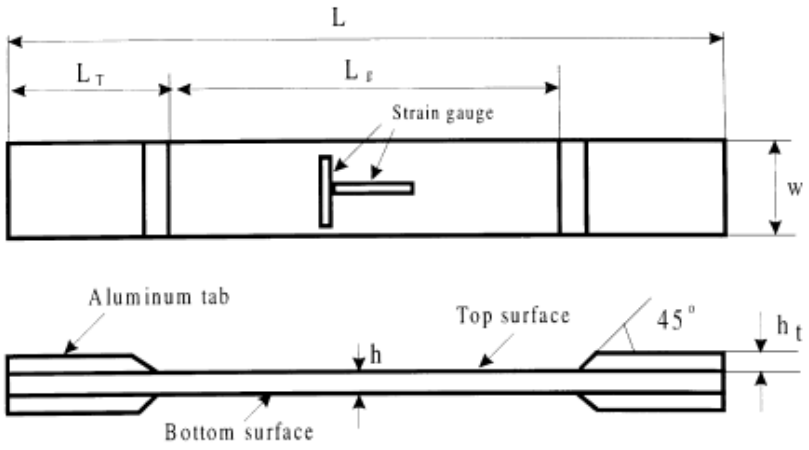

Figure 1.28 – Eprouvette rectangulaire pour essais de traction [TAN, 2000]

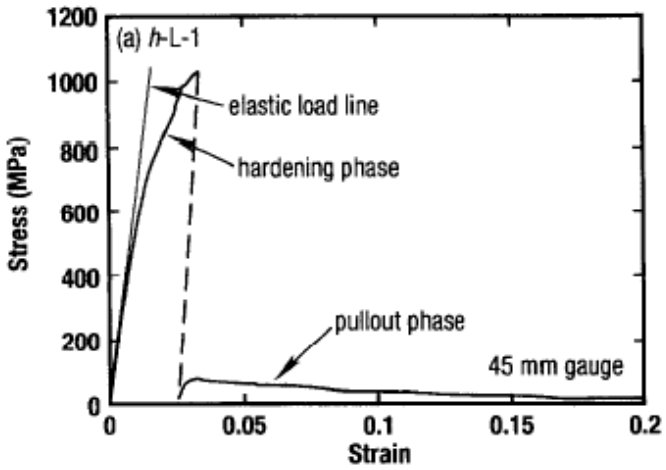

Figure 1.29 – Courbe de traction d'un composite interlock d'angle couche-à-couche [COX, 1996]

$< \xi < 5°$) reliés par :

$$|\tau_{13}| \approx \sigma_1^{(s)} |\xi| \approx \frac{\sigma_a |\xi|}{f_s} \tag{1.23}$$

où $\sigma_1^{(s)}$ est la contrainte axiale dans chaque fil de chaîne et σ_a est la contrainte nominale appliquée. La transition vers la rupture d'un fil de chaîne passe par l'élimination de l'ondulation. Le facteur d'ondulation est calculé à partir de la distribution de l'angle de désalignement :

$$c_w = \frac{1}{\sigma_\xi \sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{e^{-\xi^2/2\sigma_\xi^2}}{\cos \xi} \mathrm{d}\xi \approx 1 + \frac{1}{2}\sigma_\xi^2 \qquad \text{pour } \sigma_\xi \text{ petit} \tag{1.24}$$

où σ_ξ est la variance de l'angle ξ, calculée à partir du facteur de réduction du module d'Young η :

$$\eta \approx \left\{1 + \sigma_\xi^2 \Gamma\right\}^{-1} \tag{1.25}$$

où Γ est un facteur d'orthotropie d'une valeur approximative de 40 dans leur étude (η est le rapport du module d'Young expérimental sur le module d'Young calculé par la

méthode de la moyenne orientée). John et al. ont approfondi cette analyse en expliquant les phénomènes qui interviennent durant cette phase [JOH, 2001] (Fig. 1.30). Le premier abattement correspond à la réduction de 20 à 30% de la rigidité avec l'apparition de fissures transverses. Ces fissures sont soit droites soit sinusoïdales. Les fissures longitudinales sont des petites fissures dans l'épaisseur des fils de chaîne, qui apparaissent en premier dans les fils les plus à l'extérieur et au niveau des points de contact fils de chaîne/fils liants puis se propagent. Le décollement local fibre/matrice se situe autour de l'initiation des fissures longitudinales. Les décollements circulaires sont plus importants au niveau des fissures de la trame ondulée. Le second abattement apparaît aux grandes déformations par un alignement dans le plan (annulation de l'inclinaison et de l'ondulation) plus facile des fils sollicités mécaniquement. Lors d'un essai dans la direction chaîne, les fils liants restent en place et l'endommagement se situe dans les fils de chaîne. Dans la direction trame cette fois, il y a rupture des fils liants, d'où la libération de la chaîne et de la trame.

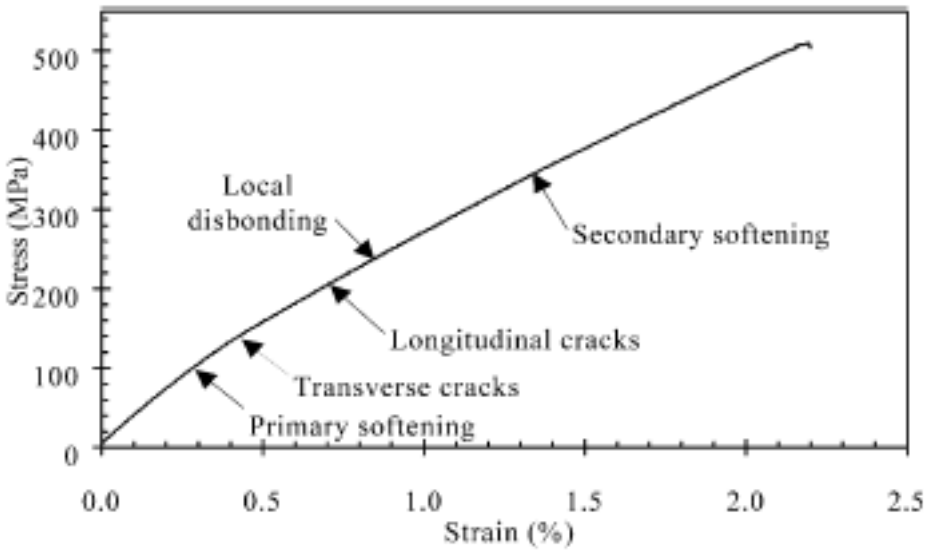

Figure 1.30 – Ruptures localisées sur la courbe de traction [JOH, 2001]

Selon Cox et al., dans la phase d'arrachement, les fils liants sont en compression dans l'épaisseur lorsque la direction chaîne est en traction. La rupture des fils liants cause la première chute de charge et libère les fils de chaîne rompus. En même temps, selon John et al., la rupture transverse apparaît dans les fils de trame, due à l'ondulation des fils : le fil ondulé en traction essaie d'occuper une position droite. Une contrainte en résulte, qui est égale à la somme de la contrainte axiale et de la contrainte de redressement et qui dépend de l'angle d'ondulation (Fig. 1.31). Les fissures se limitent à une seule couche de trame. La résine qui résiste au redressement des fils participe à la contrainte transverse. Au-delà de cette première chute, un transfert de charge s'effectue par un phénomène de friction entre les fils de chaîne, dont la longueur de contact diminue avec la séparation des deux moitiés de l'éprouvette. Un phénomène de blocage se produit pendant l'arrachement grâce à l'interaction de l'ondulation et de l'entrelacement.

Il résulte de cette étude que les modules d'Young dans le plan diminuent à cause des fils liants qui agissent comme des concentrateurs de contraintes, en comparaison avec

les modules d'un stratifié. Les propriétés de traction et de cisaillement dépendent de la distribution des fibres, de l'alignement des fils et de l'architecture générale.

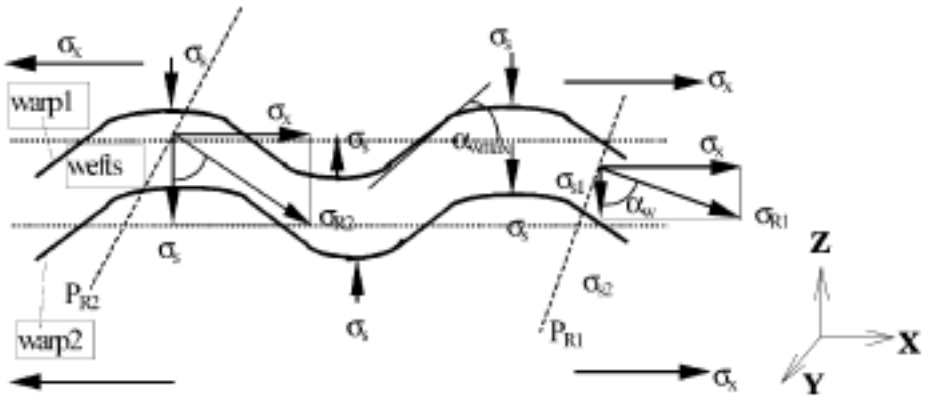

Figure 1.31 – Influence de l'ondulation sur la formation de ruptures transverses [JOH, 2001]

1.4.2 Compression

Cox et al. [COX, 1994a] ont étudié l'endommagement des composites 3D en compression transverse (suivant les fils de chaîne) : une non-linéarité apparaît à la moitié du pic de chargement, qui est due au microflambement des fils et aux microfissures de la matrice. Après le pic de charge, la chute est due à l'écrasement des fils de chaîne. Ces bandes d'écrasement se situent dans les fils de chaîne à l'endroit où un fil liant entoure un fil de trame adjacent à un fil de chaîne et où le désalignement est maximal, comme on peut le voir sur la figure 1.32 (en rouge). Cette configuration crée des distorsions et un désalignement de la chaîne. Le délaminage et l'effet de tonneau (ou ovalisation) influencent la formation de ces bandes d'écrasement.

Kuo et al. [KUO, 2006] ont également rendu compte de l'endommagement lié à ces bandes d'écrasement décrites par Cox et al. Le cisaillement induit par la compression dans l'épaisseur cause l'apparition de bandes mésoscopiques (*mini-band*) : ce sont des fissures initiées dans le prolongement des boucles en surface des fils liants, qui se propagent suivant la rupture en cisaillement des fils axiaux, comme on peut le voir sur la figure 1.33. Ces bandes créent à leur tour des bandes microscopiques (*micro-band*) qui proviennent de l'écrasement des fibres des fils axiaux et des fissures dans les fils transverses. Ces deux endommagements participent à la dissipation d'énergie.

Ils ont aussi discuté de l'influence du tissage sur le comportement en compression de tissus 3D orthogonaux, et en particulier de l'ondulation des fibres qui crée une force résultante poussant et déformant les fibres voisines. L'ondulation en surface crée une peau protectrice et joue un rôle important dans l'évolution de l'endommagement en empêchant la rupture catastrophique du composite.

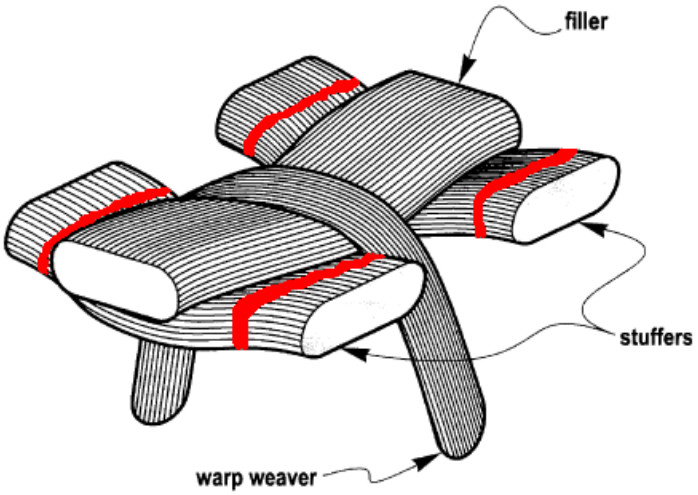

Figure 1.32 – Ecrasement des fils de chaîne (*kink band*) [MCG, 2003]

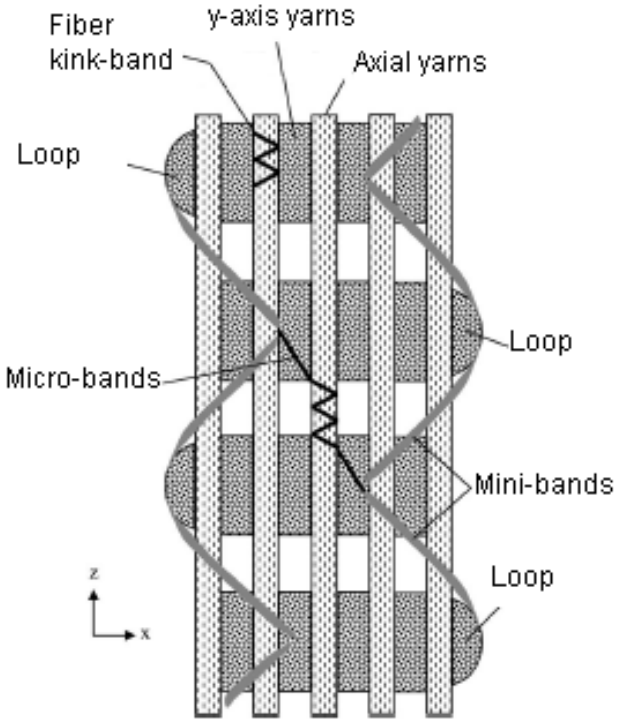

Figure 1.33 – Mécanismes de rupture en compression d'un tissu 3D orthogonal [KUO, 2006]

1.4.3 Impact

On peut distinguer, parmi les essais d'impact, les essais à grande vitesse de déformation ($10^2\ s^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^4\ s^{-1}$) et les essais à basse vitesse ($10^{-1}\ s^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2\ s^{-1}$).

Sun et al. [SUN, 2005] ont effectué des essais à grande vitesse de déformation sur une structure interlock d'angle verre E / vinylester pour caractériser le mode de rupture en compression dans l'épaisseur. Les essais ont été réalisés sur des barres d'Hopkinson en compression, et des essais quasi-statiques ont été accomplis pour comparaison. Les auteurs ont

observé une augmentation linéaire de la rigidité en compression et de la contrainte maximale avec la vitesse de déformation, mais une diminution importante de la déformation à rupture. L'endommagement quasi-statique est caractérisé par la déformation en compression : les fils dans l'épaisseur ne se rompent pas dans le cas de leur composite 3D. A ce dernier s'ajoute, pour les grandes vitesses de déformation, l'endommagement du composite lui-même par cisaillement de l'éprouvette entière, fissuration de la matrice et rupture des fils dans l'épaisseur.

Baucom et al. [BAU, 2005] ont mené des essais d'impact à basse vitesse sur des composites 3D orthogonaux et des composites 2D (verre/vinylester). Ce sont des essais de chute de masse au centre de l'éprouvette répétés jusqu'à perforation, avec mesure des accélérations et des positions de l'impact. Les modes de rupture des composites 3D sont le décollement, la rupture des fibres en traction, la rupture en traction des fils dans l'épaisseur au niveau de l'ondulation de la face arrière puis la ruine complète de ces fils en surface. La déformation et la rupture des fils dans l'épaisseur permettent une plus grande absorption d'énergie. La propagation radiale de l'endommagement est plus grande pour le composite 3D que pour le stratifié 2D (Fig. 1.34). Il en est de même pour le nombre d'impacts avant perforation et la quantité d'énergie totale absorbée, et cela grâce à la géométrie du renfort 3D.

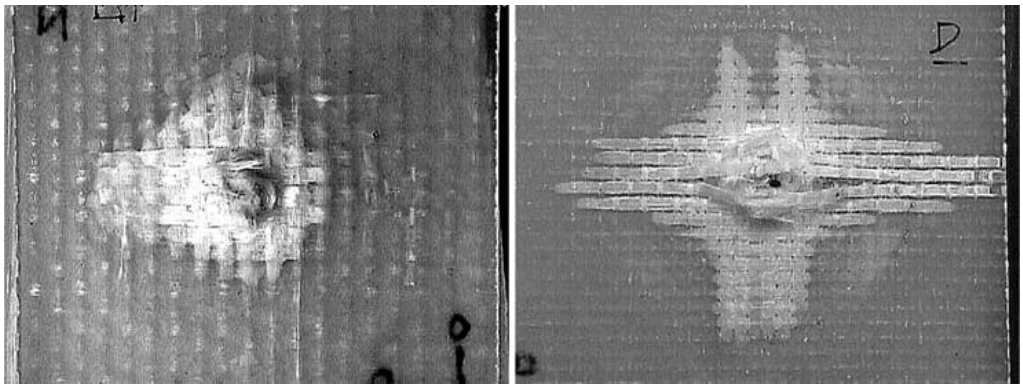

Figure 1.34 – Faciès de rupture après perforation de stratifié (gauche) et composite orthogonal (droite) [BAU, 2005]

1.4.4 Cisaillement interlaminaire

Adanur et al. [ADA, 1997] ont comparé un composite 3D et un stratifié 2D dans les directions chaîne et trame à l'aide d'essais de flexion sur appuis rapprochés sur des poutres courtes selon la norme ASTM D2344. Ils ont constaté que le composite 3D a une résistance plus grande que le composite 2D et que la direction trame est plus résistante que la direction chaîne grâce à l'ondulation et à la plus grande absorption d'énergie. La résistance au cisaillement interlaminaire est calculée à partir de la formule :

$$\sigma_{ss} = 0.75 P_b / bd \tag{1.26}$$

où P_b est la charge à rupture, et b et d sont respectivement la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette. Le composite 3D ne présente pas de rupture interlaminaire mais un décolle-

ment de la matrice et un arrachement des fibres horizontales.

1.4.5 Flexion

Peu d'essais de flexion sur composites 3D ont été conduits dans la littérature.

Adanur et al. [ADA, 1997] ont souhaité comparer les méthodes RTM et de moulage par compression, sur un composite 3D et un stratifié 2D, dans les directions chaîne et trame. Des essais de flexion trois points ont montré que la résistance en flexion est plus grande dans la direction chaîne du composite 3D car les fils de trame sont très ondulés. Le composite 3D imprégné par moulage par compression a un comportement fragile alors que le composite obtenu par RTM a un mode de rupture moins catastrophique avec des fissures en zig-zag et un arrachement des fils. Cependant la comparaison de ces résultats peut être remise en cause étant donné que les matériaux comparés et les fractions volumiques diffèrent.

1.5 Conclusions sur l'état de l'art

Cette étude bibliographique a montré qu'il y a un intérêt grandissant pour les composites à renfort interlock, et 3D en général. Les applications nécessitant une résistance accrue aux impacts et au délaminage, sans entraîner la ruine complète du matériau, sont de plus en plus nombreuses et diversifiées. Il existe pour cela de nombreuses architectures interlocks. Cette étude se limite au cas d'un interlock d'angle couche-à-couche car il permet de mieux entrevoir l'action des fils liants et présente, selon une étude expérimentale antérieure, une meilleure résistance aux chocs que les autres tissus 3D.

Etant donné la complexité de l'architecture, de nouvelles approches de détermination du comportement mécanique sont nécessaires et déjà appliquées. La plupart des méthodes spécifiques développées pour les interlocks présentent cependant quelques lacunes, telles qu'une modélisation géométrique souvent très schématique ou une absence de prise en compte de la réalité du composite, comprenant l'historique de sa fabrication. C'est dans ce contexte que cette étude s'inscrit grâce à une modélisation géométrique plus réaliste (même si quelques hypothèses subsistent pour cette première étape) et une méthode numérique d'homogénéisation périodique pour la détermination des propriétés équivalentes. Le développement d'un outil de modélisation géométrique et mécanique paramétrable, au sein d'un code de calcul commercial par éléments finis (Abaqus) est le principal objectif de cette étude, intégrant différents axes de recherche :

- la détermination de l'influence du tissage sur l'architecture du renfort à l'aide d'essais mécaniques et d'observations micrographiques ;
- la définition d'un procédé de mise en œuvre efficace et reproductible, validé par une étude de la qualité du produit fini ;
- la détermination des propriétés mécaniques du composite à l'aide d'essais de caractérisation et l'analyse des mécanismes de rupture ;
- le développement d'un outil numérique paramétrable automatisé, permettant la modélisation géométrique, le maillage et l'analyse mécanique en statique ;

- l'utilisation de l'outil précédent pour étudier l'initiation de l'endommagement, en particulier la décohésion fil/matrice.

Le chapitre 2 présente le processus complet de fabrication, allant du tissage au procédé de mise en œuvre de composites, et les différents effets associés sur l'architecture finale et donc sur sa modélisation. Y sont également répertoriés les essais mécaniques pour validation ultérieure, ainsi que les observations et mesures servant de données d'entrée au modèle numérique. Dans le chapitre 3, une approche analytique simple est appliquée comme étude préliminaire, confirmant l'intérêt de la méthode d'homogénéisation périodique numérique, utilisant un programme Python^{TM} de pré- et post-traitements automatiques. Le chapitre 4 conclut l'étude mécanique avec l'introduction de surfaces de cohésion, simulant la rupture de l'interface fil/matrice et caractérisant ainsi l'initiation de l'endommagement du composite.

Chapitre 2

Etude expérimentale : du tissage 3D à la caractérisation mécanique du composite

Une étude expérimentale accompagne les travaux de modélisation présentés dans les chapitres suivants. Elle permet tout d'abord de définir les modèles envisagés par l'observation du procédé de fabrication, souvent ignoré dans les études numériques, et des caractéristiques géométriques et mécaniques. Elle fournit évidemment des résultats de référence pour la validation des modèles de calcul, grâce aux essais de caractérisation.

Ce chapitre s'intéresse donc au processus complet de fabrication, allant du tissage au procédé de mise en œuvre du composite. Ces diverses étapes sont décrites et analysées pour mieux comprendre leurs influences respectives sur la structure composite interlock et ainsi modéliser plus fidèlement le matériau à l'échelle mésoscopique. Cette partie décrit en premier lieu le tissage de l'interlock et ses effets sur l'architecture et sur l'intégrité mécanique des fils. Ce dernier point est quantifié expérimentalement. Puis le procédé de fabrication du composite est décrit en mettant en avant les points sensibles lors d'une imprégnation. Une fois le composite rigide obtenu, un travail d'observation au microscope est mené sur des coupes du composite. A partir de ces observations, la qualité du matériau est discutée en fonction de la présence éventuelle et de la localisation de porosités. La description géométrique de la structure fibreuse est également déduite des mesures effectuées sur ces coupes, dont découle sa modélisation fidèle. Des mesures de fraction volumique de fibres sont réalisées pour des calculs analytiques préliminaires d'homogénéisation. Enfin, des essais de traction et de flexion sont effectués pour la caractérisation du composite : les résultats sont utilisés pour une comparaison numérique.

2.1 Structure interlock étudiée

Les structures 3D les plus étudiées dans la littérature sont les orthogonaux et les interlocks d'angle dans l'épaisseur. Cette étude s'est donc intéressée à la structure la moins

connue : l'interlock d'angle couche-à-couche. Ce choix présente un intérêt particulier, à savoir qu'il permet d'envisager l'analyse de l'effet de l'entrelacement des fils liants, qui est plus important dans les interlocks couche-à-couche que dans les interlocks dans l'épaisseur. Le tissage produit un autre effet sur l'architecture : la définition de la nature des fils liants (chaîne ou trame). Cet aspect est discuté au paragraphe 2.2.2.

La structure étudiée ici est un interlock d'angle couche-à-couche avec sept fils de trame liants et huit fils de chaîne. L'entrelacement des fils liants est simple et constant et se situe entre deux couches de chaîne voisines. Le nombre de couches est fixé à huit, ce qui semble être un bon compromis entre un nombre suffisant pour pouvoir constater l'influence des fils liants et une production relativement rapide des tissus.

Les fils sont tous constitués de fibres en carbone HexTow® IM7, produites par Hexcel (anciennement par Hercules). Les caractéristiques sont données, par le fournisseur, dans le tableau 2.1.

Résistance en traction	5310 MPa
Module d'Young	276 GPa
Allongement à rupture	1.8 %
Diamètre de filament	5.2 μm
Densité	1.78
Nombre de filaments	6000

Tableau 2.1 – Propriétés mécaniques des fibres de carbone IM7

2.2 Fabrication du renfort 3D

Cette partie décrit le procédé de tissage et en particulier l'influence de la tension des fils et du tissage sur les propriétés mécaniques des fils dans le tissu.

2.2.1 Description du tissage

Le renfort est fabriqué à l'ENSAIT dans le cadre d'une thèse sur la modélisation géométrique et sur l'étude morphologique de tissus interlocks. Evoqués dans l'état de l'art (cf. §1.1.4), les tissus interlocks d'angle peuvent être fabriqués sur des métiers classiques pour tissus 2D. Ainsi, la structure décrite précédemment (cf. §2.1) est réalisée sur un métier à tisser ARM - Patronic, conçu pour la création d'échantillons. Ici, les renforts ont une largeur maximale de 36 cm et une longueur pouvant atteindre 1 m. Le métier peut être commandé soit par un ordinateur équipé d'un logiciel de tissage compatible, soit manuellement (à l'aide de touches pour lever et baisser les fils souhaités). C'est cette dernière technique qui est utilisée au laboratoire GEMTEX de l'ENSAIT.

Les étapes du tissage sont similaires, à quelques détails près, à celles décrites dans l'état de l'art. La figure 2.1 montre les quelques spécificités du métier utilisé. Les rouleaux de fils de carbone reçus du fabricant sont embobinés sur de petites bobines (Fig. 2.2)

placées sur un cantre (Fig. 2.3). Les fils, guidés par des anneaux en céramique, sortent du cantre et passent dans une planche d'empoutage, à savoir une grille où les fils sont différenciés avant leur passage dans le système de levage (Fig. 2.4). Le système de levage se compose d'un maximum de 24 cadres supportant les lices (plusieurs dizaines par cadre) où passent les fils. Il permet l'insertion manuelle des fils de trame, grâce à une navette, dans l'ouverture laissée par les fils de chaîne (la foule). Entre chaque insertion de trame, le peigne vient plaquer ces fils afin d'obtenir un alignement vertical des fils de trame et donc une architecture compacte et régulière. En sortie de métier, le tissu est mis sous tension par un rouleau sur lequel les fils sont attachés. L'avancement du tissage est possible par le déplacement de l'ensemble système de levage/peigne vers la planche d'empoutage alors que le tissu reste immobile afin d'empêcher toute déformation.

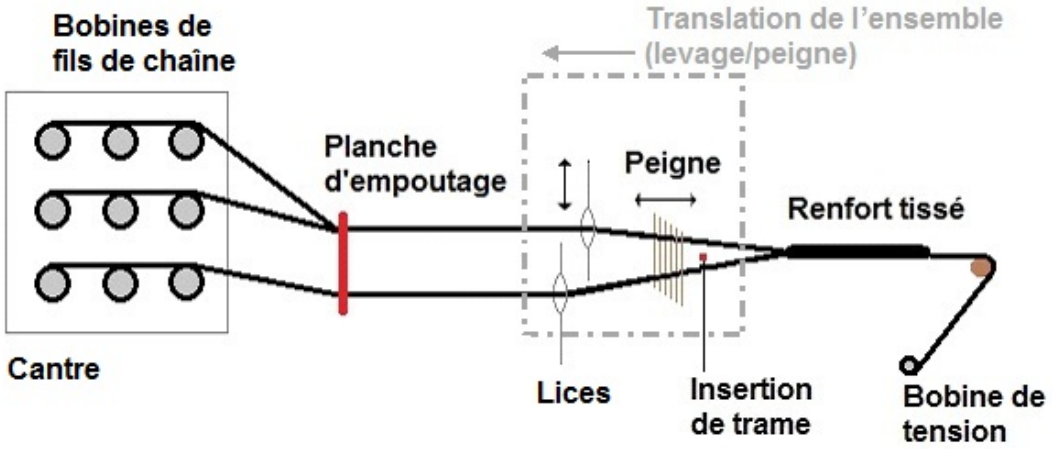

Figure 2.1 – Schéma d'un métier à tisser au laboratoire GEMTEX de l'ENSAIT

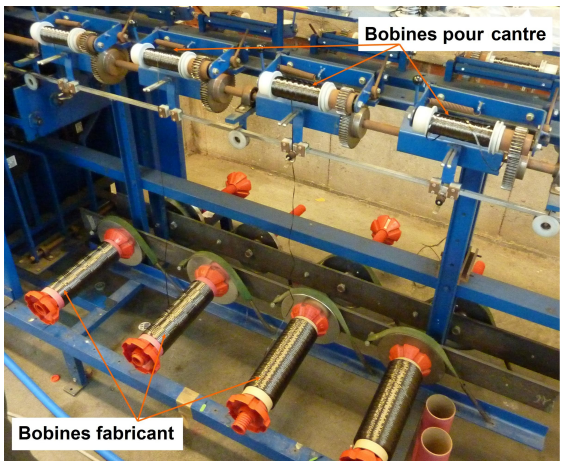

Figure 2.2 – Bobinage des fils de carbone

Lors des premiers tissages d'interlock, un désalignement vertical des fils de trame a été constaté. Ceci est dû au battant qui vient tasser les fils de trame avec un certain angle par rapport à la verticale, créant ainsi ce désalignement. Les conséquences possibles sur le composite final sont une altération des propriétés mécaniques à cause de la modification de la régularité de la structure. Ce défaut a été corrigé en forçant le peigne à compacter les fils de trame de manière simultanée suivant une même verticale. Le renfort fini possède

alors une structure régulière (Fig. 2.5) mais peut cependant présenter quelques défauts : la rupture d'un fil de chaîne durant le tissage libère ce fil de toute tension, il peut alors se former une boucle en surface à cause des mouvements des autres fils. Un autre défaut possible est une modification locale de l'architecture, lorsque sa régularité n'est plus respectée (Fig. 2.6). En outre, des observations du tissu sec par tomographie à rayons X (scanner) permettent de se rendre compte de la forme des fils, de leur chemin et de leur enchevêtrement à l'échelle mésoscopique (Fig. 2.7).

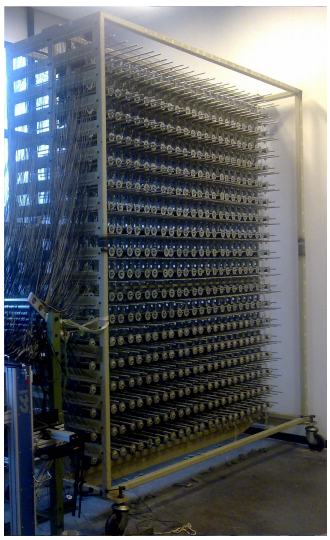

Figure 2.3 – Cantre avec bobines

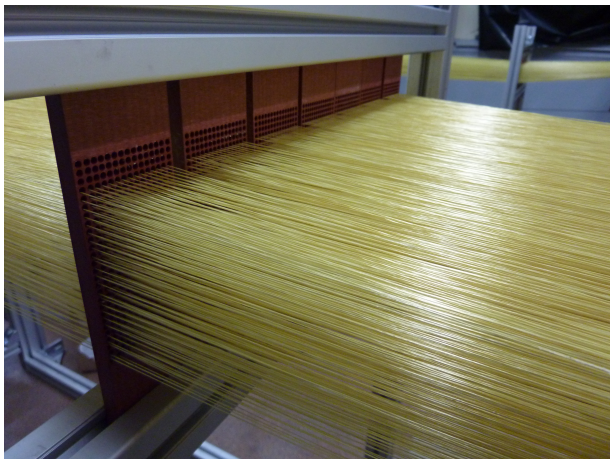

Figure 2.4 – Planche d'empoutage

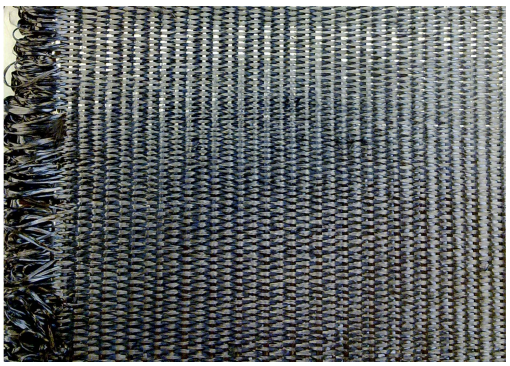

Figure 2.5 – Renfort interlock 8 couches

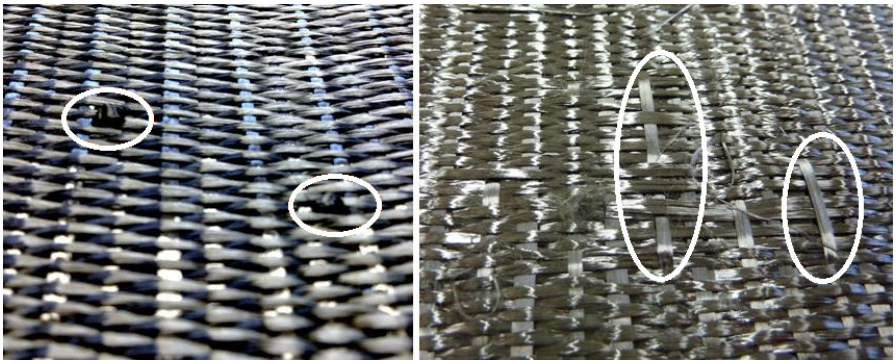

Figure 2.6 – Défauts possibles du renfort : boucles en surface et architecture modifiée

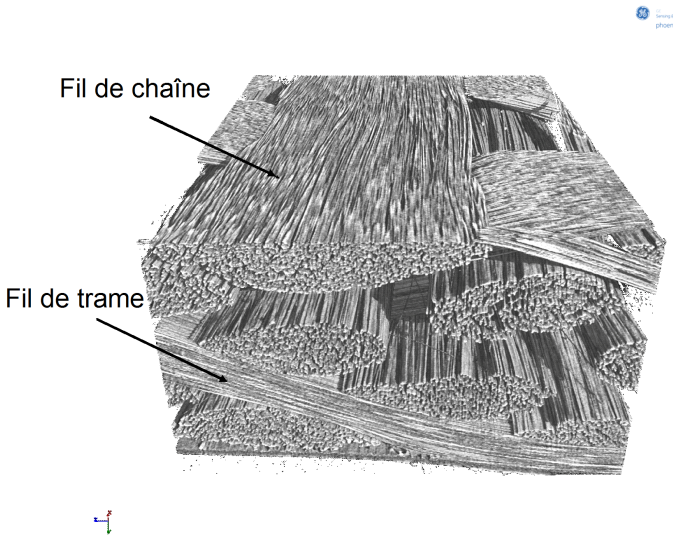

Figure 2.7 – Vue en 3D d'un tissu interlock sec par tomographie aux rayons X

2.2.2 Effet de la tension des fils de chaîne

Un système de mise en tension des fils de chaîne est ajouté afin de permettre un meilleur contrôle du tissage et limiter l'endommagement des fils de chaîne. En effet, un premier type d'architecture d'interlock d'angle a été tissé auparavant mais des problèmes de regularité sont apparus, principalement dans les fils de chaîne. Il s'agissait d'un interlock d'angle couche-à-couche avec 8 couches de trame et 9 couches de chaîne dont 7 sont des fils liants et 2 sont des fils de chaîne classiques (sur les deux couches extérieures) [LAP, 2009] (Fig. 2.8). Pour remédier à ce problème, les fils de chaîne sont mis en tension pour en permettre une meilleure structuration. Cependant, cette tension inverse les rôles des fils : les fils de chaîne deviennent droits (Fig. 2.9) et les fils de trame deviennent liants. C'est donc cette nouvelle architecture qui est étudiée par la suite. Ce changement de structuration des fils les uns par rapport aux autres modifie les propriétés mécaniques d'une architecture à l'autre.

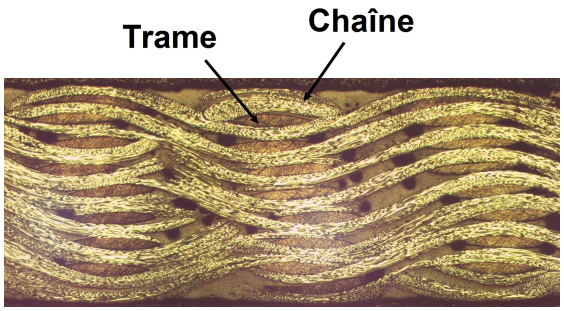

Figure 2.8 – Ancienne architecture 8 couches - chaîne liante

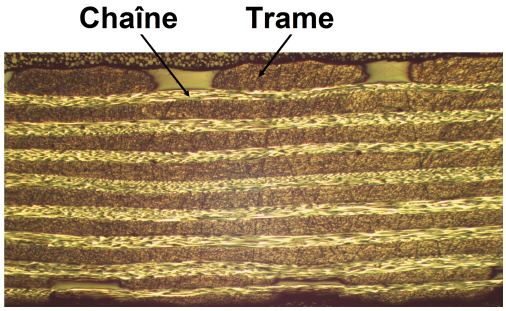

Figure 2.9 – Nouvelle architecture 8 couches - chaîne droite

L'effet de la tension sur la forme des sections des fils est également analysé. L'absence de tension des fils de chaîne dans le premier renfort tissé crée une section lenticulaire pour tous les fils alors que l'application de cette tension génère deux types de section : lenticulaire pour la chaîne et trapézoïdale pour la trame. Ce changement est la conséquence

de deux actions : la tension et le battage (effort plus ou moins important selon l'action manuelle de l'opérateur). Les fils de chaîne étant droits, ils forment des canaux parallèles d'épaisseur constante où les fils de trame non tendus se conforment pour prendre leur forme trapézoïdale (Fig. 2.10). Cela permet d'obtenir une densité accrue de fils de trame et ainsi de meilleures propriétés mécaniques dans cette direction. Il est primordial de garder à l'esprit que ce deuxième tissu produit est un cas particulier, dû à la tension des fils et au battage, d'une architecture plus générale où les fils de chaîne sont liants et toutes les sections lenticulaires. Le paramètre de tension permet de modifier l'architecture sans changer la définition du tissu (mêmes séquences de tissage). Dans la suite, la section de tous les fils est représentée comme étant lenticulaire afin de conserver le caractère général de cette étude.

La tension appliquée sur les fils durant le tissage est donc un paramètre important car elle influe sur le comportement mécanique du composite en fonction des fils sollicités et des contraintes rencontrées. Cette tension peut aussi avoir un effet néfaste sur les propriétés mécaniques des fils ; ce point est discuté dans le paragraphe suivant 2.2.3.

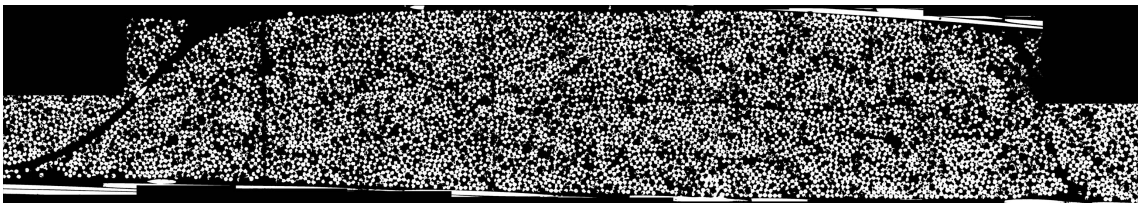

Figure 2.10 – Coupe transversale microscopique d'un fil de trame

2.2.3 Effet du tissage sur les propriétés mécaniques des fils

Ce paragraphe aborde deux aspects du tissage : l'influence du passage des fils de chaîne dans le métier, étudiée par Lee et al. [LEE, 2001] (cf. §1.1.4) et l'influence de l'inclinaison et de l'ondulation des fils de trame, analysée par Cox et al. et introduite sous forme de facteur de perte de rigidité [COX, 1995] (cf. §1.2.4).

Contrairement au tissage de renforts bidimensionnels, les fils sont manipulés de nombreuses fois dans le cas des interlocks (en raison de la fabrication directe d'un renfort multi-couches). Afin de positionner les fils de trame suivant une même verticale, les fils de chaîne laissent un passage (la foule) grâce aux mouvements verticaux des lices. De manière schématique (Fig. 2.11), les fils de chaîne sont déplacés pour permettre le passage du fil de trame 1, ils sont à nouveau déplacés pour enfermer ce premier fil de trame et ouvrir la foule pour le fil de trame 2, et ainsi de suite pour toute une colonne de fils de trame. L'endommagement est alors dû à la friction engendrée par les frottements répétés des fils dans les anneaux des lices, contre les lices et contre les autres fils. Ces phénomènes sont clairement observés durant le tissage : les filaments s'usent et les fils s'abrasent (Fig. 2.12). Ceci a pour conséquence une diminution possible des propriétés mécaniques des fils et donc du renfort produit [LAP, 2010].

A cela vient s'ajouter l'effet moindre du peigne : la tension des fils de chaîne amplifie leur abrasion car le peigne frotte contre des fils tendus, s'opposant aux mouvements du peigne, et non pas contre des fils relâchés, pouvant ainsi limiter leur frottement.

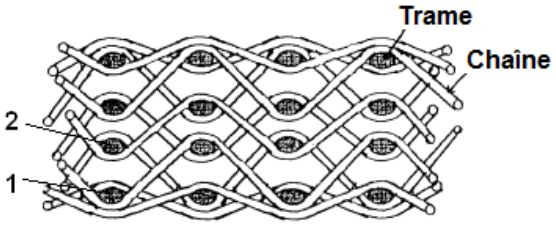

Figure 2.11 – Schéma d'ordre d'insertion des fils de trame

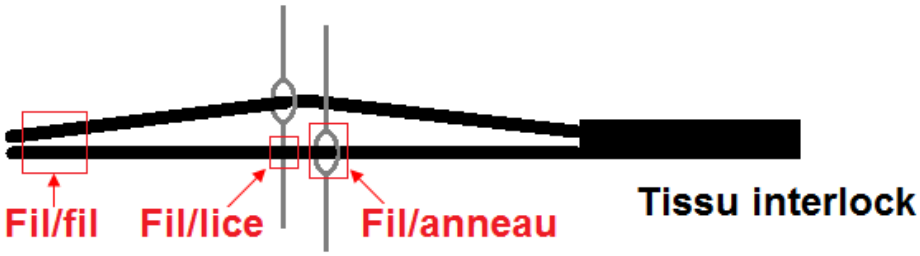

Figure 2.12 – Usure des fils dans le système de levage

En plus de ces problèmes propres aux tissus interlocks, il existe deux autres étapes inhérentes au tissage en général (2D ou 3D) durant lesquelles les fils peuvent subir un endommagement. Tout d'abord, l'étape du bobinage (passage de la bobine du fabricant à une bobine de cantre) fait passer les fils dans un mécanisme de guidage exerçant une certaine pression (Fig. 2.13) pouvant les abraser. L'autre endommagement notable se produit au niveau du fil de trame enroulé dans la navette, qui est soumis à de multiples efforts de torsion à chaque passage de la navette dans la foule (Fig. 2.14).

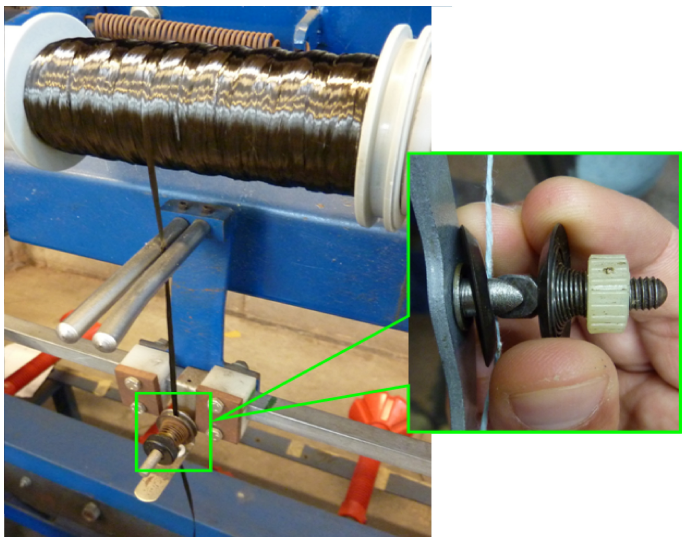

Figure 2.13 – Endommagement au cours du bobinage



Figure 2.14 – Navette pour l'insertion des fils de trame

Le second aspect est l'inclinaison des fils de trame, en particulier la flexion subie aux points de croisement avec les fils de chaîne. Il est intéressant de noter l'influence de l'inclinaison des fils combinée à l'épaisseur du fil. Au point de croisement entre deux fils, le fil liant change d'inclinaison, il subit alors une flexion. La résistance à cet effort est plus ou moins grande selon l'épaisseur du fil, définie par le nombre de fibres, et le rayon de courbure local. Un fil épais résiste mieux en se déformant selon un grand rayon alors qu'un fil fin (dans le cas étudié ici) est plus flexible et engendre donc un plus faible rayon de courbure qui peut créer des zones de concentration de contraintes. Ceci peut donc indiquer que les fils liants sont facilement endommageables au niveau des points d'entrelacement et provoquer ainsi une diminution possible du module et de la résistance en traction.

Une fois le fil de trame inséré, il ondule selon l'agencement des fils de chaîne après la fermeture de la foule et il connaît alors les concentrations de contraintes précédemment citées. Les efforts engendrés par le peigne sur les fils dépendent de l'opérateur, venant tasser deux à trois fois le tissu entre chaque insertion de fil, et viennent ainsi accentuer l'endommagement précédent.

Par la suite, ce phénomène peut être amplifié lors de la mise en œuvre sous vide du composite, constaté par Naik et al. [NAI, 2002] (procédé d'infusion décrit ultérieurement au §2.3). La dépression exercée sur le tissu est de 0.9 bar. Bien que faible, la mise sous vide compacte le renfort, créant alors des zones de déformation locale, en particulier l'ondulation des fils liants au niveau des points de croisement avec les fils de chaîne. Ce sont ces mêmes points d'entrelacement, cités précédemment, qui subissent un accroissement de concentration de contraintes et donc de risque d'endommagement.

La quantification des phénomènes d'usure dû au métier et d'endommagement dû à l'inclinaison des fils sont des points importants, permettant au modèle numérique développé par la suite de se rapprocher au mieux de la réalité du composite. Ces phénomènes peuvent aller jusqu'à la rupture des fibres : soit la fibre est évacuée du fil, soit elle reste en place (fraction volumique de fibres inchangée) mais n'intervient plus mécaniquement. La prise en compte de l'historique de fabrication est alors essentielle, en particulier durant le tissage où les fils subissent de nombreuses manipulations pouvant engendrer des pré-tensions mécaniques présentes dans le composite final. Des essais mécaniques sur des fils imprégnés, sains et tissés, sont alors menés pour déterminer l'influence de ces aspects sur le comportement mécanique des fils (cf. §2.6.1).

2.3 Fabrication de plaques composites

2.3.1 Mise en œuvre du procédé

Le procédé choisi pour la fabrication des plaques composites interlocks est l'infusion sous vide à basse pression. Très similaire à la technique VARTM citée dans le paragraphe 1.1.4, cette technique est simple et utilisée ici à une dépression de -0.9 bar minimisant les déformations de l'architecture des fils tout en assurant l'aspiration de la résine. Elle ne requiert pas l'injection de résine, contrairement aux procédés RTM et VARTM. Cependant, elle est sensible aux fuites d'air et nécessite une résine à très faible viscosité pour assurer

une imprégnation totale.

Après l'application de deux couches d'agent démoulant, une feuille de Téflon est placée sur le moule pour faciliter davantage le démoulage. Puis deux tissus d'arrachage (en PA) enveloppent le renfort pour éviter toute adhésion sur la plaque. Du feutre (en PES), permettant l'évacuation de l'air et absorbant le surplus de résine, est intercalé entre les deux tissus d'arrachage au contact du renfort (avec environ 1 cm de chevauchement). Ensuite, un tissu drainant (en PE) est placé sur la totalité du renfort afin de faciliter l'imprégnation. La résine imprègne d'abord le drainant, donc dans le plan, puis imprègne le renfort par un mouvement dans l'épaisseur. Enfin, un film plastique (en PA) est placé sur l'ensemble et assure l'étanchéité grâce à un mastic. Un schéma du montage est donné en figure 2.15 et le dispositif expérimental au cours d'une infusion est présenté en figure 2.16.

La résine est une époxy, l'une des plus utilisées dans le domaine aéronautique. La caractéristique principale recherchée pour cette étude est une faible viscosité ($\mu \leq 0.2$ Pa.s) permettant une bonne imprégnation sous basse pression du renfort qui est très dense. La résine époxy choisie est une Epolam 5015 et son durcisseur 5015 ; les caractéristiques sont données dans le tableau 2.2. Elle est préconisée pour la réalisation de structures composites par procédé d'infusion. En plus de sa très faible viscosité, elle permet un bon mouillage des renforts et possède un bon comportement en milieu humide.

Avant l'infusion, le mélange résine / durcisseur est placé sous vide dans un dessicateur pour en retirer l'air emprisonné. Ceci rend le mélange plus fluide et favorise l'imprégnation des fils car l'un des principaux problèmes avec la fabrication des composites est la formation de vides pendant l'imprégnation. Si des vides sont emprisonnés dans la matrice, ils peuvent être le lieu de concentrations de contraintes. Ces bulles d'air peuvent être créées durant le mélange de la résine et du durcisseur, lors de l'infusion elle-même, ou lors des réactions chimiques de réticulation qui dégagent des gaz volatiles emprisonnés dans la résine [HIL, 1999].

Le temps de réticulation de la résine est de 24 heures à température ambiante, temps durant lequel le vide est maintenu. La post-cuisson se fait dans un autoclave pendant deux heures à 50°C, puis le moule refroidit à température ambiante.

Propriétés	
Viscosité à 25°C	0.210 Pa.s
Module d'Young	3 GPa
Allongement à rupture	6 %
Contrainte maximale à rupture	105 MPa
Densité à 23°C du produit polymérisé	1.1
Formulation	
Résine	100 g
Durcisseur	30 g

Tableau 2.2 – Caractéristiques physiques du système époxy Epolam 5015

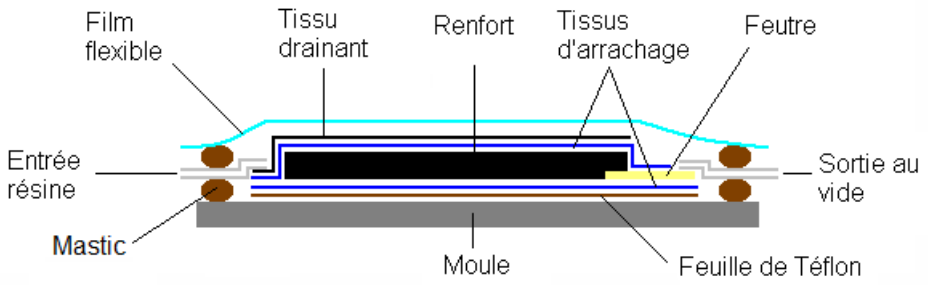

Figure 2.15 – Schéma du montage d'infusion

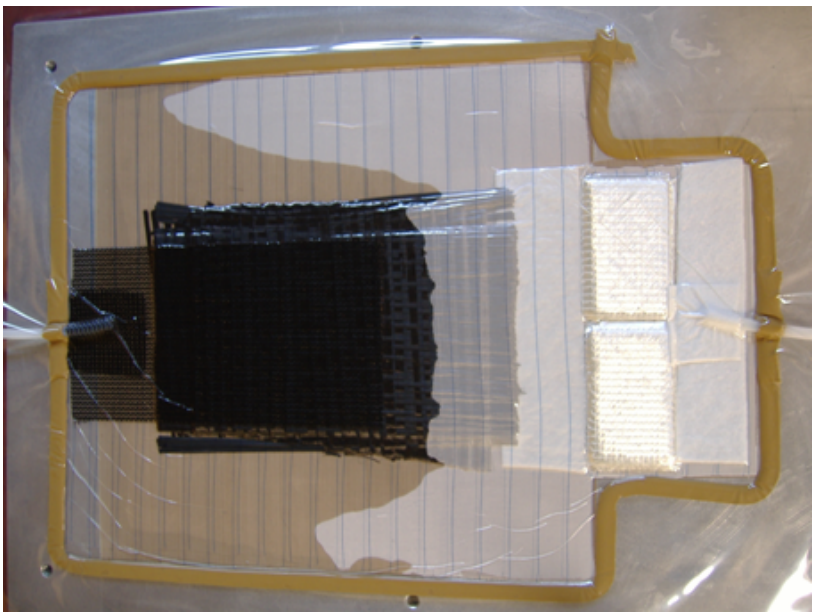

Figure 2.16 – Infusion d'un renfort 3D

2.3.2 Qualité des plaques

Les plaques composites devant être caractérisées mécaniquement, il est important de contrôler leur qualité, c'est-à-dire de relever la présence éventuelle de porosités. Une porosité est une micro-cavité ouverte ou fermée due à l'emprisonnement d'air, de gaz ou de solvants dans un matériau composite. Il est intéressant de mesurer la fraction volumique de porosités V_p pour savoir si le matériau est de bonne qualité ($V_p \leq 1\%$) ou de qualité médiocre ($V_p \geq 5\%$). Ces porosités peuvent diminuer significativement les caractéristiques mécaniques, tout en augmentant la dispersion de ces valeurs. Elles peuvent aussi augmenter la sensibilité du composite à l'environnement extérieur en favorisant l'absorption d'humidité ou en diminuant sa résistance aux produits chimiques [BER, 1996].

Le but de l'analyse suivante est de comprendre les mécanismes d'écoulement de la résine dans une architecture complexe, afin d'optimiser le procédé et d'augmenter ainsi la qualité du composite. Suite aux premières observations des porosités, différentes configurations de mise en œuvre sont envisagées dans ce but. Dans un premier temps, l'influence de la position du point d'entrée de la résine est étudiée. Des infusions avec point d'injection central (situé au milieu du renfort) permettent une bonne imprégnation mais une empreinte

de la valve d'entrée subsiste sur le composite, causant une variation locale du taux de fibres non souhaitée. Le point d'entrée est donc placé à côté du renfort, à l'une de ses extrémités. Dans un second temps, l'utilisation de drainant est discutée. Des infusions réalisées sans drainant ne permettent pas une imprégnation totale du renfort car la résine réticule avant l'imprégnation complète. D'autres infusions réalisées avec un drainant sur la moitié de la longueur du renfort ne donnent pas un état de surface de qualité. Le choix de l'absence ou de l'utilisation partielle de drainant est guidé par sa capacité à répartir rapidement la résine en surface. En effet, le drainant a pour principal avantage de distribuer rapidement la résine mais cette qualité peut parfois se révéler être un défaut : la résine est drainée en surface du renfort sans jamais atteindre le cœur des fils. La capillarité devient donc la force motrice principale permettant à la résine de mouiller correctement les fibres et de saturer les fils. Ceci peut entraîner la formation de porosités.

De plus, pendant l'imprégnation des fils, il est important de contrôler la présence de canaux préférentiels, sur les bords du renfort, où la résine circule plus rapidement que dans le renfort (Fig. 2.17). Ceux-ci peuvent entraîner la création de zones sèches ou mal imprégnées invisibles en surface.

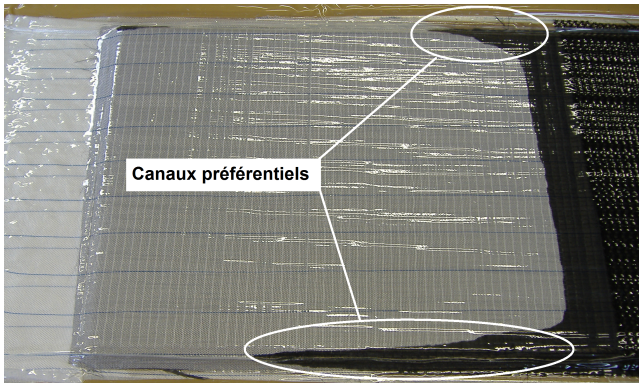

Figure 2.17 – Canaux préférentiels

Il existe différents types de porosités [SCH, 2007]. Un tissu est caractérisé par une double échelle de porosité : on distingue les micro-pores (volumes entre les fibres d'une même mèche) et les macro-pores (créés dans l'espace poral entre les fils). Lorsque la vitesse du front de résine est élevée, soit près du point d'injection soit sous le drainant, la résine imprègne d'abord les espaces inter-filaires. Lorsque la résine rencontre un fil transverse, elle se déplace de façon radiale dans ce dernier et peut emprisonner des bulles d'air dans un fil : ce sont les **porosités intra-filaires** (Fig. 2.18). Lorsque la vitesse est faible, le mouvement de la résine est gouverné principalement par la capillarité dans les fils. La résine se déplaçant plus rapidement dans les fils, des bulles d'air peuvent être alors emprisonnées entre les fils s'ils sont imprégnés avant que l'espace entre les fils ne le soit : ce sont les **porosités inter-filaires** (Fig. 2.19). Enfin, les porosités en surface sont restées emprisonnées dans une zone sans circulation de résine ou sont le résultat d'une fuite d'air.

Une étude est donc menée sur le taux, la nature et la localisation des porosités à partir d'échantillons prélevés aléatoirement sur une plaque infusée (Fig. 2.20). Ces taux sont calculés à partir du comptage et de la mesure des surfaces de porosités observées sur des coupes micrographiques. Les porosités apparaissent sur les images sous la forme de zones

noires, de forme circulaire ou elliptique. Différents facteurs sont analysés : les directions chaîne et trame et la présence ou non du drainant.

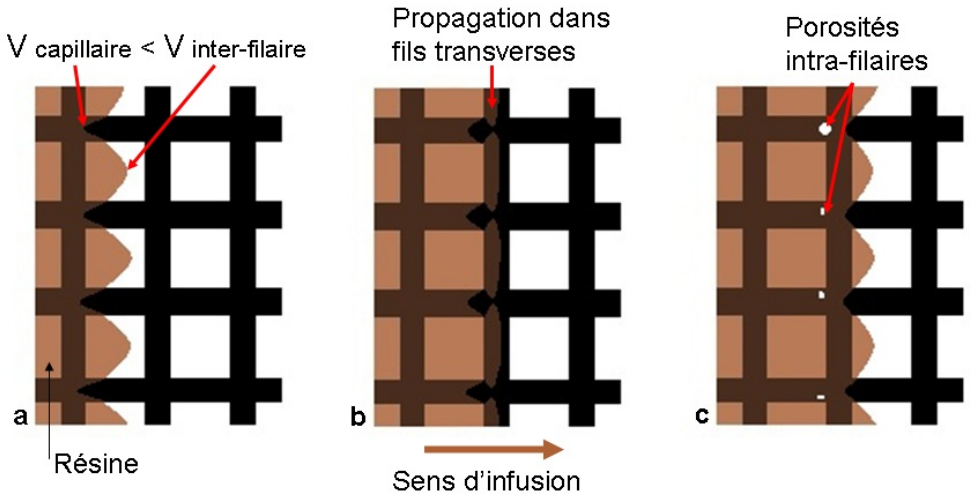

Figure 2.18 – Schématisation de la formation de porosités intra-filaires

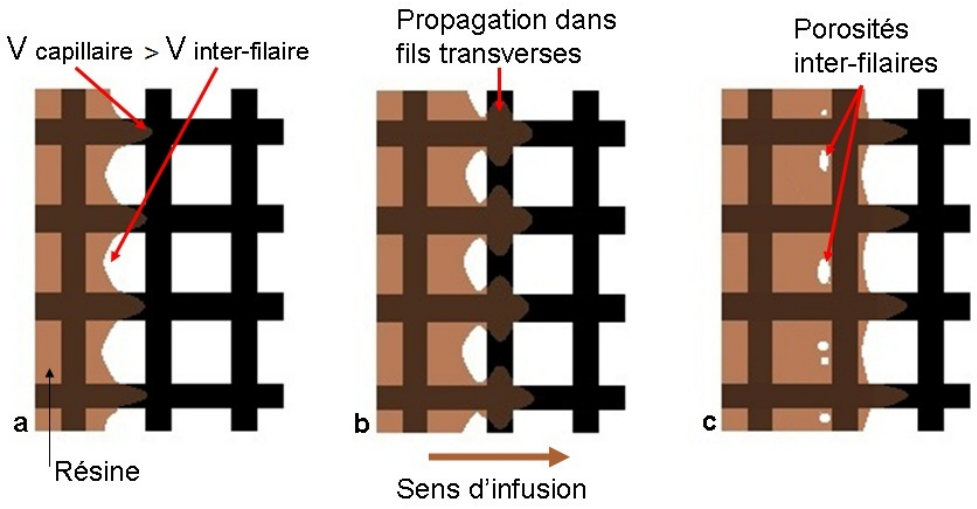

Figure 2.19 – Schématisation de la formation de porosités inter-filaires

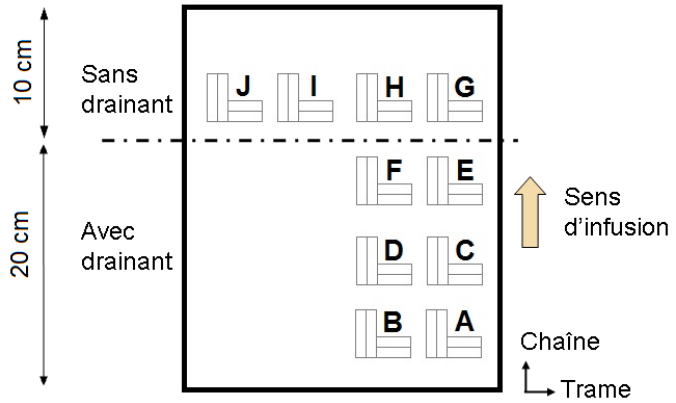

Figure 2.20 – Prélèvement des échantillons dans le composite interlock

La plaque étudiée est infusée dans la direction chaîne, une partie avec drainant (20 cm), l'autre sans (10 cm). Sur un total de 40 échantillons, le taux moyen de porosités est égal à 0.58%, indiquant la bonne qualité de la plaque. 75% des porosités ont un diamètre inférieur à 0.1 mm. Les porosités étant peu nombreuses et de faibles dimensions, elles ont une faible incidence sur les modules du matériau composite. Cependant, leur distribution indique des zones riches en porosités et donc propices à l'initiation d'endommagement. L'étude se concentre à présent sur la nature des porosités et leur localisation.

Les porosités sont classées en inter-filaires, intra-filaires et de surface. Une première distinction est faite entre les échantillons coupés dans les directions chaîne et trame. Dans la direction chaîne, deux types de coupe sont observés : une coupe passant dans les fils de chaîne (pratiquement sans porosité) et une coupe entre les fils de chaîne (taux de porosités semblables aux taux dans la direction trame). Le prélèvement de ces différents échantillons est aléatoire et ne permet pas de conclure sur le taux moyen dans la direction chaîne. Seul la direction trame est donc considérée par la suite, car toutes les coupes présentent des taux similaires.

La majorité des porosités se situe dans les zones ouvertes que forment deux colonnes verticales de chaîne (Fig. 2.21). Elles se nichent en particulier dans les espaces proches de l'intersection des fils de chaîne et de trame (Fig. 2.22).

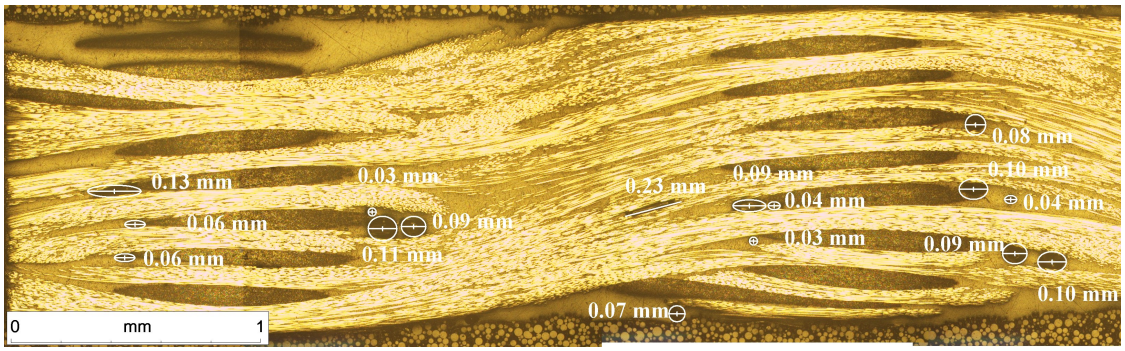

Figure 2.21 – Coupe du composite interlock dans la direction trame : mesure des dimensions des porosités

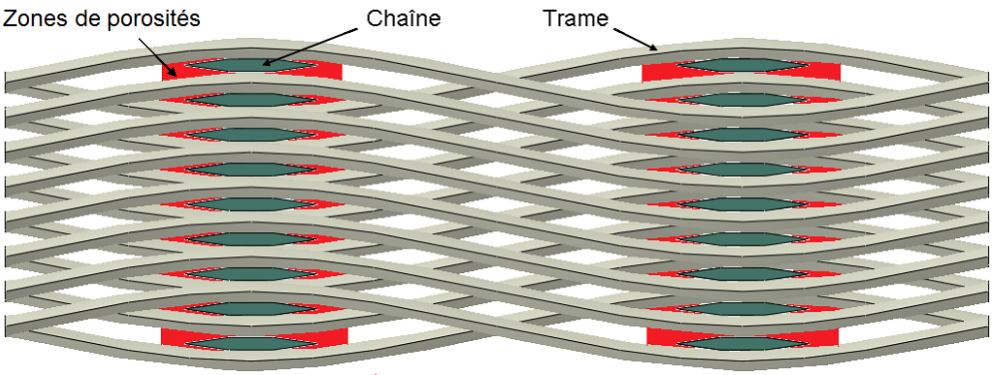

Figure 2.22 – Localisations principales des porosités dans le composite interlock

Un premier résultat concerne l'influence du drainant sur les différents types de porosité observés (Fig. 2.23). Le taux de porosités intra-filaires est faible et constant, avec ou sans drainant ; ceci peut s'expliquer par la bonne imprégnation des fils 6k. Au contraire, la présence du drainant engendre une imprégnation dans l'épaisseur des renforts, les systèmes de fils chaîne et trame sont donc positionnés transversalement à l'écoulement. La susceptibilité à la formation de vides est plus élevée dans cette situation [BIN, 1998] [GOU, 2008]. Le second résultat s'intéresse à l'évolution du taux de porosités au cours de l'infusion (Fig. 2.24). Dans la zone de transition du drainant, le champ de vitesse change : de principalement transverse dans l'épaisseur, il devient progressivement plan. Les porosités formées n'ont plus la possibilité de s'évacuer par le drainant et restent donc piégées en surface du renfort. Ce résultat est en accord avec les valeurs de la figure 2.23 et l'augmentation du taux de porosités en surface. Les taux de porosités sont regroupés dans le tableau 2.3, avec en première ligne les taux moyens calculés dans les directions chaîne et trame, les autres valeurs étant calculées dans la direction trame uniquement.

En conclusion de cette analyse des porosités, leur taux moyen global est faible ($\leq 1\%$) : ceci justifie donc que ces porosités ne soient pas prises en compte par la suite dans la modélisation numérique du comportement élastique. Cependant, leur nature et leur localisation (principalement inter-filaires, entre les fils de trame) peuvent révéler des zones sensibles à la décohésion fil/matrice, point abordé au chapitre 4.

De plus, cette étude permet d'envisager des améliorations sur le procédé de mise en œuvre. Il est constaté que l'empilement des fils de chaîne forment une paroi pratiquement "étanche" aux porosités et empêchant ainsi toute évacuation des porosités entre les zones ouvertes, que forment deux colonnes verticales de chaîne, et créant ainsi des régions de porosités entre ces parois [1]. Ceci interdit donc toute infusion dans la direction trame. Une optimisation de l'architecture peut alors être envisagée en décalant horizontalement les fils de chaîne afin de permettre une meilleure circulation de la résine et une meilleure évacuation des porosités. Un problème persistant est l'apport extérieur d'air. Celui-ci est directement lié à la qualité du moule d'infusion. Pour parer aux différents problèmes pouvant survenir lors d'une imprégnation, tels que les fuites de la bande adhésive et les microperforations du film flexible, une amélioration du procédé est envisagée : un second film sous vide pour assurer l'étanchéité du premier.

1. Remarque : les bulles se logent là où il y a de l'espace. Leur présence à cet endroit ne signifie pas forcément qu'elles se sont formées à cet endroit.

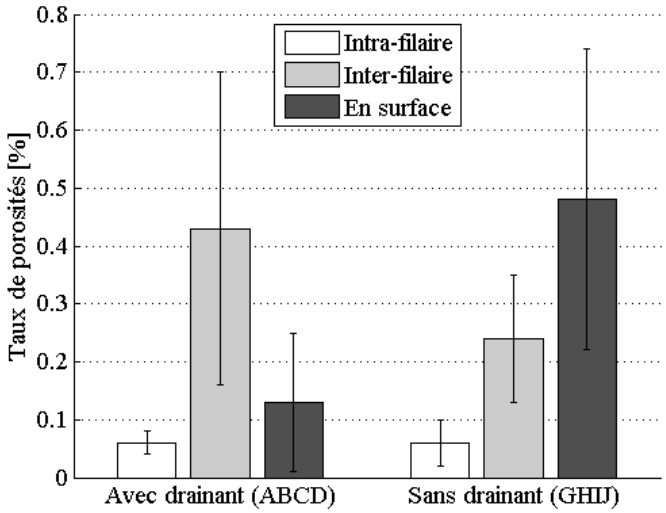

Figure 2.23 – Influence du drainant sur les taux de porosités (direction trame)

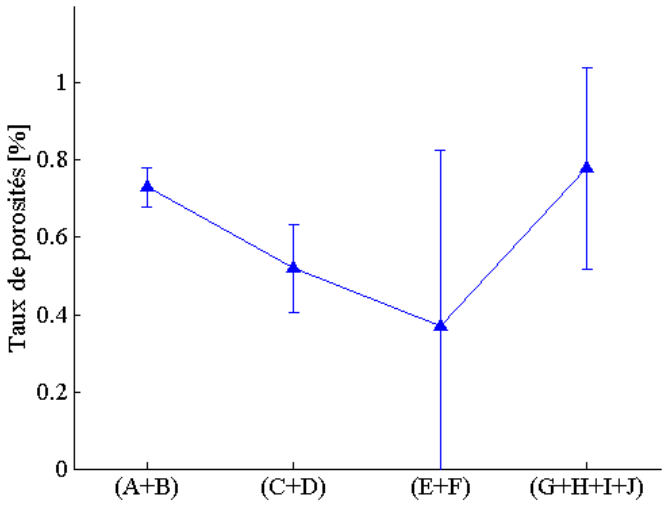

Figure 2.24 – Evolution du taux de porosités (direction trame) le long de la plaque

	Taux intra-filaire [%]	Taux inter-filaire [%]	Taux de surface [%]	Taux global [%]
Moyenne (Chaîne + Trame)	0.10	0.27	0.21	0.58
Avec drainant	0.06	0.43	0.13	0.62
Sans drainant	0.06	0.24	0.48	0.78
Echantillons (AB)	0.07	0.60	0.06	0.73
Echantillons (CD)	0.05	0.26	0.21	0.52
Echantillons (EF)	0.05	0.24	0.07	0.36
Echantillons (GHIJ)	0.06	0.24	0.48	0.78

Tableau 2.3 – Taux de porosités intra-filaires, inter-filaires, de surface et globaux

2.4 Mesure des dimensions caractéristiques du composite interlock

Les échantillons précédents, servant à l'étude des porosités, permettent également de déterminer les dimensions moyennes des fils (largeurs et épaisseurs des sections lenticulaires) et les espaces moyens entre les fils. On observe bien l'entrelacement des fils de trame liants (Fig. 2.21) et la rectitude des fils de chaîne (Fig. 2.9 en p. 59). Ces valeurs mesurées sont ensuite reprises pour une modélisation géométrique la plus fidèle possible de la cellule unité du composite interlock (Tab. 2.4). Il est rappelé ici que les sections des fils de trame sont imposées lenticulaires et non trapézoïdales (surfaces similaires en Fig. 2.25), pour conserver le caractère général de la géométrie et pour une question pratique de modélisation. On remarque également sur la figure 2.21 un léger désalignement des fils de chaîne, cette imbrication est initiée par la compaction lors de l'infusion mais elle est arrêtée par la présence des fils liants. Ce défaut géométrique n'est pas pris en compte dans la suite et implique un empilement parfait des fils.

	Section lenticulaire		Espace horizontal entre deux colonnes
	Largeur	Epaisseur	
Chaîne	1.313 mm (±0.104 mm)	0.139 mm (±0.012 mm)	3.554 mm (±0.124 mm)
Trame	1.152 mm(±0.084 mm)	0.206 mm(±0.030 mm)	0 mm

Tableau 2.4 – Dimensions géométriques du composite interlock

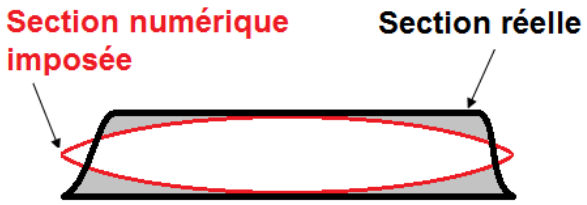

Figure 2.25 – Sections lenticulaire et trapézoïdale d'un fil de trame

2.5 Mesure des fractions volumiques de fibres

Cette partie s'intéresse à la détermination des fractions volumiques de fibres dans le composite infusé et dans les fils présents dans le composite. Cette dernière donnée est nécessaire pour l'attribution des propriétés matériaux dans le modèle numérique.

La fraction volumique de fibres dans le composite interlock est obtenue par un essai de calcination suivant la norme ISO 1417 :2008 pour la détermination des taux de fibres, de résine et de porosités dans les composites à renforts en fibres de carbone. Le calcul des fractions volumiques nécessite de connaitre la densité du composite.

Pour cela, une double pesée est effectuée suivant la norme ASTM D792. Des mesures de masse d'échantillons du composite sont effectuées dans l'air m_0 puis dans l'éthanol m_1 (dénaturé à 94-95% de volume). On en déduit la densité du composite par la formule suivante :

$$d_c = d_{\text{éthanol}} \frac{m_0}{m_0 - m_1} \tag{2.1}$$

Moyennée sur dix échantillons, la densité du composite est égale à $d_c = 1.44$, soit une masse volumique ρ_c de 1.44 g/cm^3.

S'inspirant de la norme NF EN ISO 1172 et pour des raisons pratiques, l'essai de calcination est réalisé dans un four. L'éprouvette est placée entre deux coupelles en aluminium, permettant ainsi de conserver la structure initiale du tissu, afin de pouvoir différencier par la suite les fils de chaîne des fils de trame et avoir une fraction volumique de fibres pour chaque type de fil. La procédure est décrite comme suit : après la mesure des masses des échantillons de composite, les coupelles contenant les échantillons sont placées au four à une température de 500°C dans une atmosphère azotée pendant quatre heures. Cet ajout d'azote durant la calcination empêche le carbone des fibres de réagir avec l'oxygène contenu dans l'air pour former du dioxyde de carbone. Une fois la résine éliminée, les masses m_2 des échantillons de renfort sont pesées. On peut observer sur la figure 2.26 l'architecture intacte après calcination.

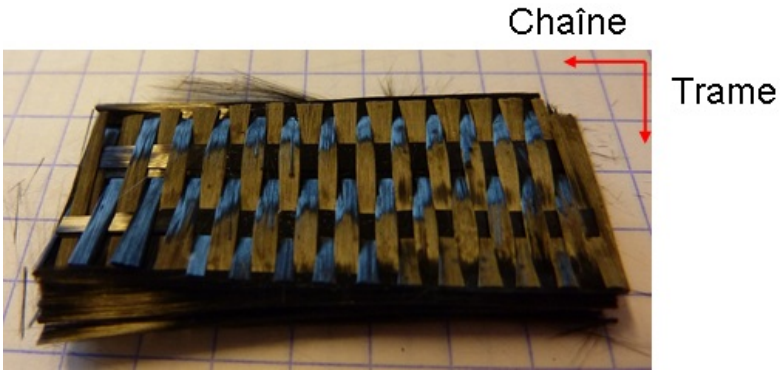

Figure 2.26 – Renfort après calcination

Les fils de chaîne sont soigneusement séparés des fils de trame et leurs masses sont mesurées. On peut donc calculer la fraction massique de fibres M_f de chaque type de fil, à partir de la formule :

$$M_f = \frac{m_0 - m_2}{m_0} * 100 \tag{2.2}$$

La fraction volumique V_f est déduite de cette fraction massique :

$$V_f = M_f \frac{\rho_c}{\rho_f} \tag{2.3}$$

où ρ_c et ρ_f sont respectivement les densités du composite et des fibres.

On constate (Tab. 2.5) que la fraction volumique de fibres dans le composite est relativement faible par rapport à celle d'unidirectionnels ($\geq 70\%$) et à celle d'autres composites à structures 3D ($\leq 60\%$ selon la littérature).

	Renfort	Fils de chaîne	Fils de trame
V_f	42%	7%	35%

Tableau 2.5 – Fractions volumiques de fibres totale et de chaque type de fil dans le composite

La fraction volumique de fibres dans les fils du composite est déterminée par observation en microscopie des sections à l'échelle des fibres. Un travail sur le contraste et les couleurs permet de distinguer les fibres de la matrice environnante et ainsi de compter le nombre de pixels colorés pour les deux constituants (Fig. 2.27). Moyennées sur des échantillons prélevés en différentes positions sur la plaque, les fractions volumiques de fibres pour chaque type de fil dans différentes zones de ces derniers sont répertoriées dans le tableau 2.6. Cette différence de 5% est due à la compaction subie par les fils de chaîne par les fils de trame plus nombreux. Ces valeurs sont du même ordre de grandeur que celles rencontrées dans la littérature (65% selon Tan et al. [TAN, 1999]).

	Fils de chaîne	Fils de trame
V_f^{fil}	65%	60%

Tableau 2.6 – Fraction volumique de fibres dans chaque type de fil

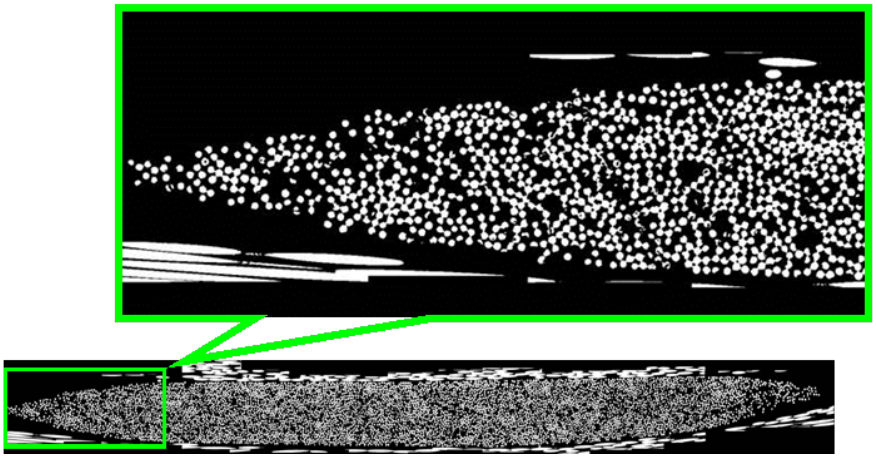

Figure 2.27 – Coupe transversale microscopique d'un fil de chaîne

A ce stade de l'étude, une remarque peut être effectuée sur la corrélation entre les données déterminées : les dimensions des fils mesurées au paragraphe 2.4, l'aire de la section cumulée de 6000 fibres de diamètre 5.2 μm et les fractions volumiques de fibres mesurées dans ce paragraphe. Les valeurs sont regroupées dans le tableau suivant :

	Section fil mesurée par micrographie	Section fibres théorique (6000 fibres)	V_f^{fil} théorique
Chaîne	0.1219 mm^2	0.1274 mm^2	$\Rightarrow$ 104%
Trame	0.1592 mm^2		$\Rightarrow$ 80%

Tableau 2.7 – Comparaison entre sections de fil mesurée et cumulée des fibres théorique

On constate que les fractions volumiques de fibres théoriques dans les fils surestiment les fractions déterminées précédemment. En suivant ces résultats, cela reviendrait à considérer un fil de chaîne composé uniquement de fibres sans résine et un fil de trame composé à 80% de fibres. Le premier cas est impossible et le second suppose un agencement en carré compact des fibres, ce qui n'est pas le cas ici (Fig. 2.27). Si les informations du fournisseur des fibres sont exactes, ceci conduit donc à la conclusion qu'une quantité indéfinie de fibres n'est plus présente dans les fils de chaîne et de trame après tissage, pour les raisons évoquées à la fin du paragraphe 2.2.3.

2.6 Essais mécaniques de caractérisation

Cette partie s'intéresse aux différents essais mécaniques réalisés sur des composites, un fil imprégné (composite uni-filaire) ou un composite interlock. Les résultats expérimentaux sont utilisés, dans le premier cas pour une modélisation fidèle du composite, et dans le second cas pour une validation des résultats numériques.

2.6.1 Traction sur fils imprégnés

Suite à la constatation de l'abrasion des fils de chaîne durant le tissage et de l'inclinaison des fils de trame (cf. §2.2.3), il apparaît nécessaire de quantifier ces endommagements pour pouvoir incorporer ces valeurs dans le modèle numérique développé. Il est utile de préciser que le module longitudinal des fibres est la propriété principale qui caractérise leur comportement mécanique. Sachant ceci, seul le module d'Young des fibres est déterminé au travers d'essais mécaniques.

Le module longitudinal des fibres est obtenu par un essai de traction quasi-statique monotone suivant la norme ASTM D4018-99. Trois types d'éprouvette sont considérés : l'une à partir de fils provenant d'une bobine et les deux autres à partir de fils (chaîne et trame) provenant du renfort tissé. Dans ce dernier cas, les fils sont extraits avec précaution du tissu et isolés pour éviter tout endommagement ultérieur. Les fils sont trempés dans la résine époxy Epolam 5015 et sont maintenus en tension à l'aide de masses durant la réticulation de la résine (Fig. 2.28(a)), donnant une fraction volumique de fibres moyenne de 15% sur l'ensemble des éprouvettes. Des talons en carton sont ensuite ajoutés pour supprimer tout glissement dans les mors (Fig. 2.28(b)). Une série de cinq essais par type de fil est réalisée pour le calcul du module longitudinal moyen (Fig. 2.28(c)). Un soin tout particulier est apporté au cours des essais lors de la mise en place des éprouvettes pour obtenir l'alignement du fil et de la direction de chargement et lors du serrage des mors pour éviter tout glissement de l'éprouvette ou écrasement des talons. Les valeurs mesurées sont les forces appliquées et les déformations relevées par l'extensomètre. Selon la norme, le module de traction des fibres est obtenu par la formule suivante :

$$E_L^f = \frac{\Delta P \times \rho_f}{\Delta \epsilon \times MUL} \tag{2.4}$$

où ΔP est la variation de force correspondant à la variation de déformation $\Delta\epsilon$, ρ_f la

masse volumique de fibres et MUL la masse de fibres par unité de longueur. La contrainte est calculée ici en la rapportant à la section totale de fibres, définie par le rapport ρ_f/MUL mais la force est bien appliquée au fil imprégné, la formule (2.4) néglige donc le chargement sur la résine. Etant donnée la faible fraction volumique de fibres (15% en moyenne), il est important de considérer la résine dans le calcul et de corriger la formule précédente, en se basant sur la loi des mélanges :

$$E_L^f = \frac{\Delta P \times \rho_f}{\Delta\epsilon \times MUL} - \frac{(1 - V_f)}{V_f} \times E^m \tag{2.5}$$

Chacun des modules est calculé à partir de la fraction volumique de fibres propre à chaque éprouvette. La plage de déformation est établie en fonction de la déformation à rupture : dans le cas présent, cette dernière est supérieure à 1.2%, induisant un intervalle de déformation compris entre 0.1% et 0.6%. Les forces associées à ces limites de déformations sont relevées. Les mesures des masses par unité de longueur des fibres sont effectuées sur les fils avant leur imprégnation. La fraction volumique de fibres V_f est déterminée à l'aide de ces masses linéiques et de la densité du fil imprégné (par double pesée, cf. §2.5).

En parallèle, cette dernière formule (2.5) est appliquée en considérant la section mesurée directement sur le fil imprégné, afin de remplacer le rapport ρ_f/MUL.

Les valeurs du module moyen sont répertoriées pour les trois méthodes dans le tableau 2.8, ainsi que les contraintes à rupture moyennes. La loi des mélanges avec une section définie par ρ_f/MUL est adoptée car les valeurs des fils sur bobine et des fils de chaîne sont les plus proches de la valeur annoncée par le fabricant (276 GPa). Tout d'abord, on constate que les modules des fibres de la bobine et de chaîne sont identiques (1% de différence), montrant que les fils de chaîne ne subissent pas d'usure notable pendant le tissage, contrairement à ce qui était attendu. En effet, l'application de la tension en sortie de métier permet la différenciation des fils de chaîne et leur alignement, réduisant ainsi leur endommagement. Quant aux fils de trame, on note une diminution de l'ordre de 8% du module due au tissage, pour les raisons évoquées au paragraphe 2.2.3. Ces modules seront utilisés pour assigner les propriétés matériaux aux fils de trame et aux fils de chaîne dand le modèle numérique. De plus, la contrainte à rupture reste sensiblement inchangée (2% de différence entre chaîne et trame). La détérioration des fils de trame ne semble pas affecter sa contrainte à rupture.

	Module longitudinal de fibre			Contrainte à rupture de fibre
	Norme	Loi des mélanges (ρ_f/MUL)	Loi des mélanges (section mesurée)	
Bobine	299 GPa (±7%)	289 GPa (±6%)	288 GPa (±7%)	554 MPa (±8%)
Chaîne	303 GPa (±2%)	**287 GPa** (±2%)	306 GPa (±7%)	678 MPa (±13%)
Trame	274 GPa (±5%)	**264 GPa** (±3%)	255 GPa (±12%)	664 MPa (±12%)

Tableau 2.8 – Propriétés des fibres avant et après tissage

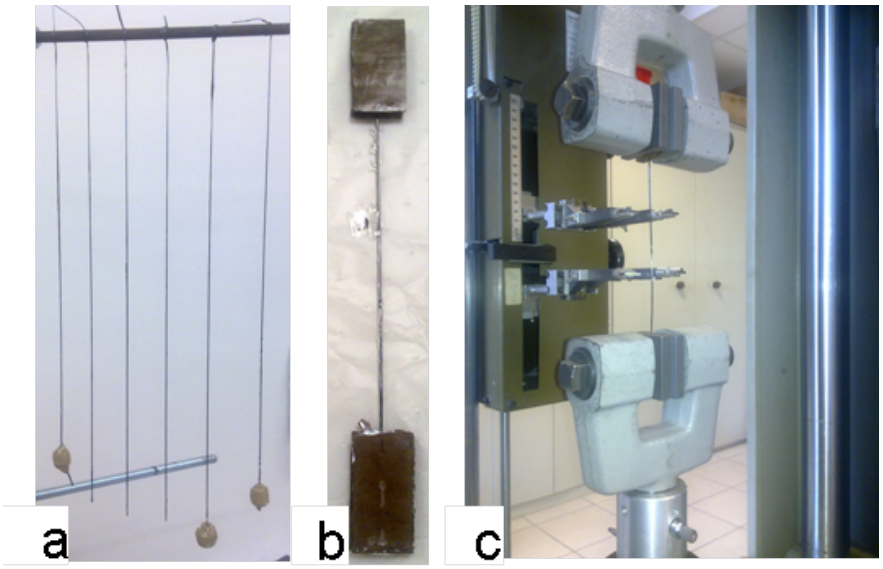

Figure 2.28 – (a) Mise en tension des fils pendant la réticulation, (b) Eprouvette, (c) Essai de traction

2.6.2 Traction sur composite interlock

Des essais de traction quasi-statiques monotones sont réalisés suivant la norme ISO 527-4. Les éprouvettes rectangulaires (250×25 mm^2×épaisseur (2.6 mm)) sont découpées, dans les directions chaîne et trame, dans les plaques d'interlock d'angle 8 couches précédemment infusées et sont ensuite testées, sans talon, sur une machine Zwick 1474 équipée d'une cellule de force de 100 kN. Les déformations sont mesurées à l'aide d'un extensomètre. Le module d'Young équivalent est calculé sur une moyenne de cinq essais (Fig. 2.29).

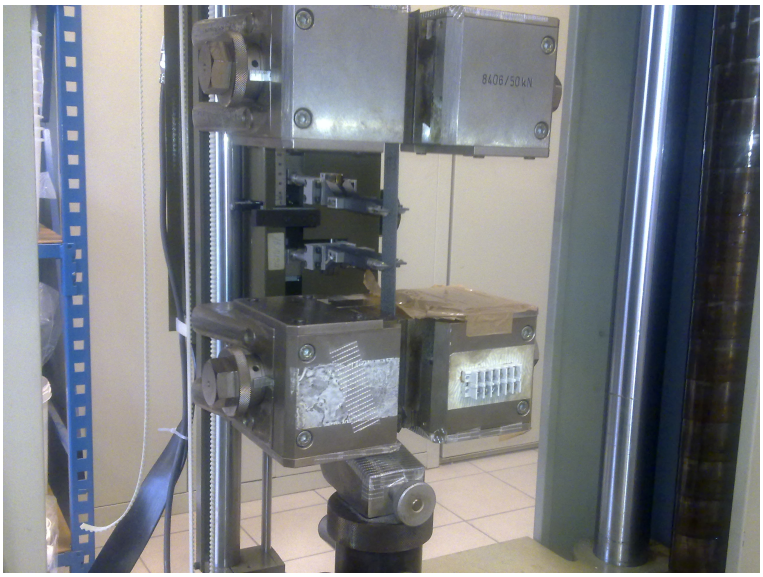

Figure 2.29 – Essais de traction sur éprouvettes de composite interlock

On remarque que la courbe moyenne contrainte-déformation dans la direction chaîne en figure 2.30 présente une partie initiale linéaire (jusqu'à 0.3% de déformation), permettant

une estimation précise du module d'Young avec une faible dispersion de ±5%. Le module longitudinal moyen (dans la direction chaîne) est de 12.4 GPa. Quant aux contraintes à rupture, la dispersion des résultats est relativement faible : ± 10% pour une valeur moyenne de 87 MPa. Les phénomènes de non-linéarité observés en fin de courbe sont dus à la rupture successive des fils et aux effets de friction entre les fils de chaîne rompus et leur milieu environnant (autres fils et matrice), comme l'ont constaté Cox et al. [COX, 1996]. On observe sur les faciès de rupture une rupture transverse nette des éprouvettes (4 éprouvettes sur 6). Les phénomènes de rupture dite avec foisonnement et de délaminage, usuellement rencontrés pour les stratifiés, ne sont pas observés ici : en effet, l'enchevêtrement des fils empêche leur apparition et assure l'intégrité de la structure. La figure 2.31 montre une séparation du matériau en deux parties avec rupture des fils de chaîne (a) et une rupture où certains fils de chaîne ne sont pas complètement rompus et maintiennent la structure d'un seul tenant (b).

Dans la direction des fils de trame liants, la courbe moyenne possède également une partie linéaire. Le module d'Young moyen, calculé dans la zone élastique jusqu'à 0.3% de déformation, est de 64.5 GPa (±7%). La phase non-linéaire correspond à la traction des fils liants vers leur alignement dans le plan puis à la rupture successive des filaments entraînant la réduction du module. Cet abattement peut être aussi dû à un phénomène de décohésion aux interfaces fil/matrice. Enfin, intervient la rupture pour une contrainte moyenne de 510 MPa (± 15%). On observe des ruptures transverses se propageant dans l'épaisseur dans 4 cas sur 5, pouvant être liées à cette décohésion et sa propagation par fissuration matricielle (Fig. 2.32). Elles peuvent indiquer que le plan de fracture s'oriente suivant l'inclinaison des fils liants. Pour étayer cette hypothèse, des essais de traction dans la direction trame sont effectués sur des éprouvettes de composite interlock 13 couches possédant la même architecture que le 8 couches. Le phénomène d'orientation du plan de rupture est encore plus flagrant sur ces nouveaux faciès avec un angle de rupture quasiment égal à l'inclinaison (en vert) (Fig. 2.33). De plus, on y remarque un retour élastique après rupture : le décalage des deux parties de l'éprouvette dans le sens opposé à la traction, qui tend à prouver que les fils de trame non rompus tentent de revenir vers leur état initial ondulé.

De surcroît, sur la majorité des ruptures observées dans les composites interlocks 8 couches, il n'y a pas de délaminage pour la raison évoquée précédemment. En revanche, sur le composite 13 couches, un délaminage s'initie mais s'arrête au bout de quelques millimètres grâce à l'interconnectivité des fils (Fig. 2.34).

En conclusion de ces essais de traction, le composite interlock, dans les directions chaîne et trame, présente un comportement non-linéaire traduisant l'alignement des fils liants, la décohésion fil/matrice et les frottements lors de l'arrachement des fils rompus. On constate l'absence de rupture avec foisonnement et de délaminage sur les faciès de rupture et le plan de rupture transverse dans l'épaisseur semble suivre l'inclinaison des fils liants. Les modules mesurés, servant de comparaison aux résultats numériques, sont répertoriés à la fin du chapitre (Tab. 2.9).

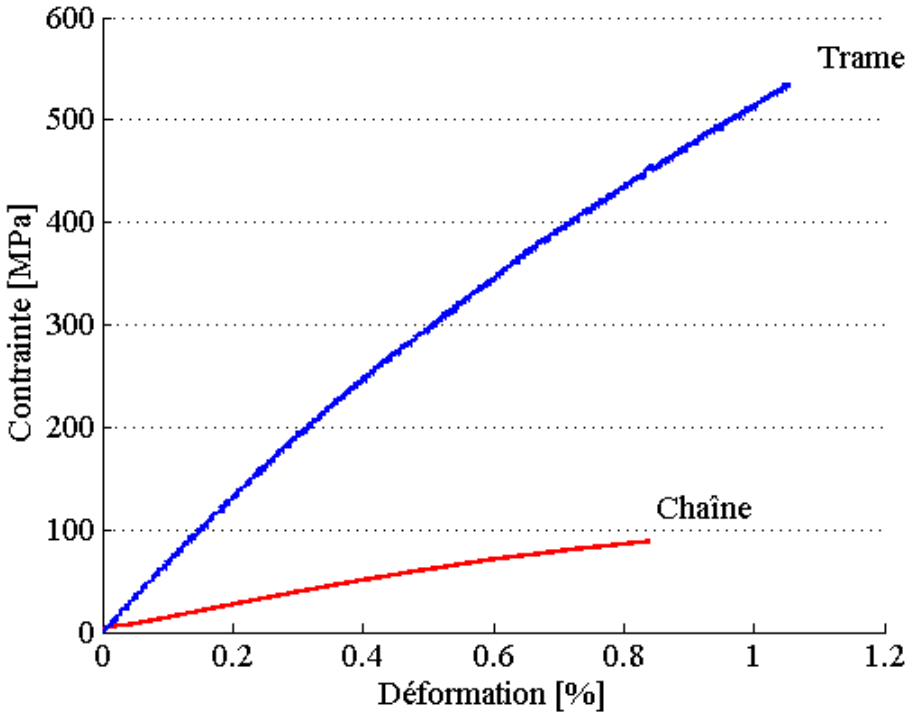

Figure 2.30 – Courbes de traction contrainte/déformation dans les directions chaîne et trame

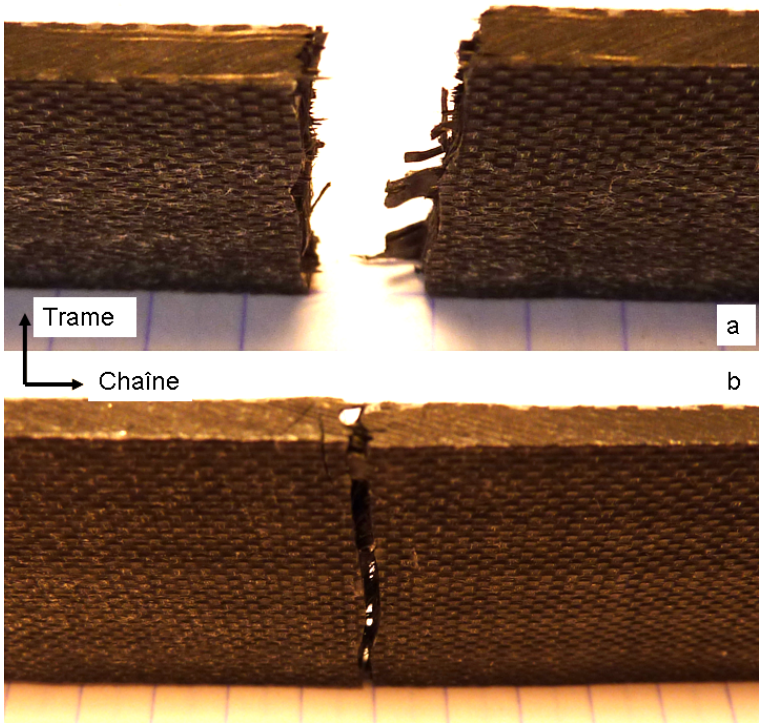

Figure 2.31 – Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 8 couches dans la direction chaîne

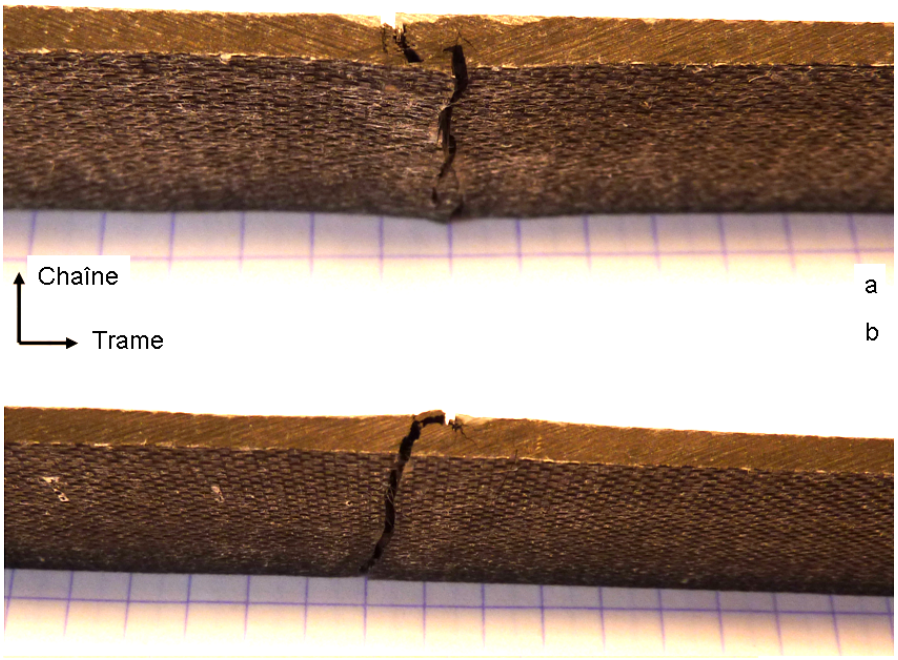

Figure 2.32 – Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 8 couches dans la direction trame

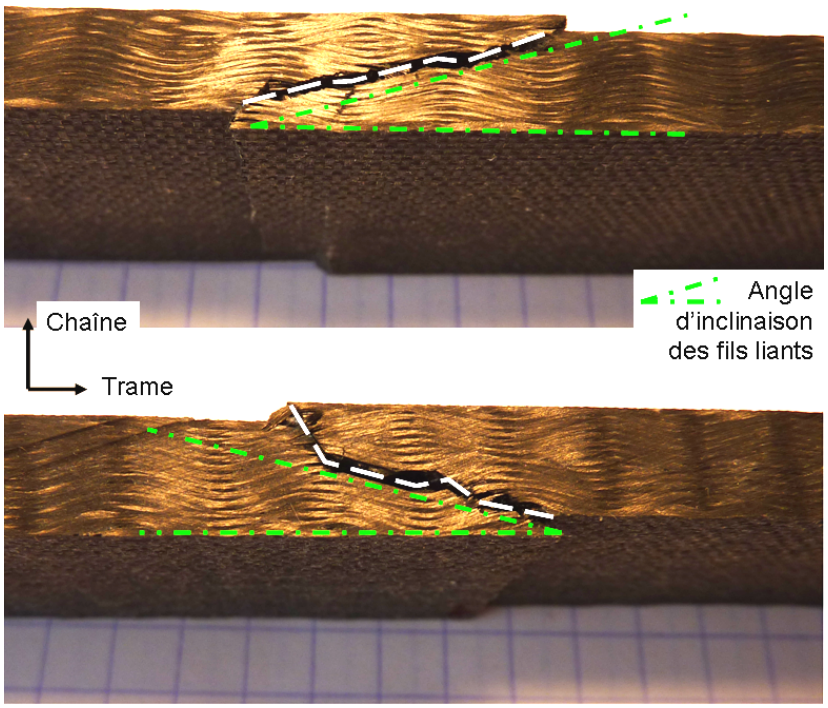

Figure 2.33 – Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 13 couches dans la direction trame

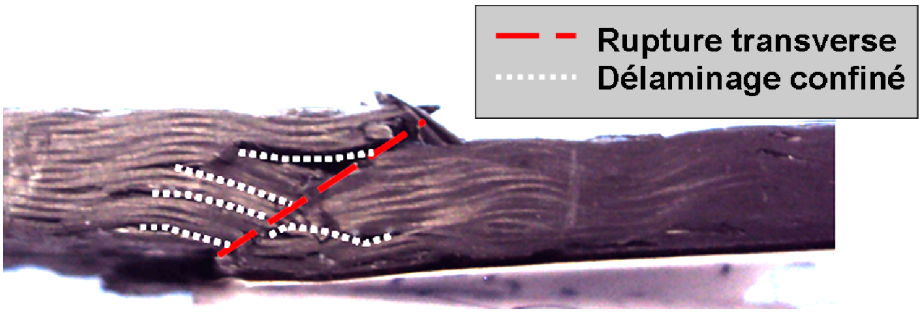

Figure 2.34 – Faciès de rupture en traction direction trame d'un composite interlock 13 couches avec arrêt du délaminage

2.6.3 Flexion sur composite interlock

Des essais de flexion trois points sur composite sont menés suivant la norme ISO 14125. Les directions chaîne et trame sont testés sur des éprouvettes rectangulaires de type IV définies pour les systèmes comportant des fibres de carbone (100×15 mm^2). La vitesse d'essai de 4 mm/min est calculée à partir du taux de déformation de 1%/min, de la portée (L=80 mm), de l'épaisseur (h=2.6 mm) et de l'expression suivante :

$$v = \frac{0.01L^2}{6h}$$

Les modules de flexion moyens obtenus dans la direction chaîne sont de 17.3 GPa ($\pm$10%) et dans la direction trame de 58.1 GPa ($\pm$4%). Cette plus forte rigidité dans la direction trame s'accompagne d'une force à rupture élevée de 674 N ($\pm$6%), soit le double de la charge dans la direction chaîne de 308 N ($\pm$13%), et d'un faible déplacement à rupture de 2.5 mm, soit la moitié de celui dans la direction chaîne de 5 mm. Les courbes force-flèche montrent un comportement linéaire jusqu'à 2 mm de flèche dans la direction trame et 2.75 mm dans la direction chaîne, puis un comportement non-linéaire jusqu'à rupture (Fig. 2.35).

Les faciès de rupture fragile sont étudiés : ils diffèrent suivant le type d'éprouvette. Dans la direction chaîne, il y a transmission des efforts dans l'épaisseur par les fils de trame. On observe cette fissure qui se propage au travers des fils de chaîne de la face inférieure vers la face supérieure de l'éprouvette, qui correspond initialement à une rupture en traction de la face inférieure (Fig. 2.36). En effet, les fils de trame forment un réseau dense en surface sur lequel vient s'appuyer la panne de chargement (Fig. 2.37). Or, l'empilement compact des fils de chaîne et de trame (rectangles bleus) permet une transmission de l'effort jusqu'aux derniers fils de chaîne de la face inférieure. Ces fils supportent alors tout le chargement qui s'accumule jusqu'à dépasser un certain seuil, conduisant ainsi à leur rupture. Il y a également, comme en traction, une absence de délaminage et une réduction de la fissure matricielle, qui peut s'expliquer par la présence des fils liants [ADA, 1997]. La partie non-linéaire de la courbe peut donc correspondre à un alignement des fils de trame sous la panne de chargement et un désalignement des fils de chaîne inférieurs avant leur rupture.

Dans la direction trame, différents types de rupture sont constatés en figure 2.38 et peuvent s'expliquer de la manière suivante. L'état de surface est ondulé à cause de la présence des colonnes verticales de chaîne. La panne vient naturellement s'encastrer entre

deux colonnes (Fig. 2.39). Les fils de trame sont directement sollicités en compression et absorbent les efforts en les répartissant grâce à leur liaison avec les couches suivantes. Au final, la zone d'initiation de la rupture est celle correspondant à la plus forte concentration de contraintes, c'est-à-dire sous la panne. La rupture se produit dans l'épaisseur, traversant les fils de trame de haut en bas (rupture en compression). Cette rupture s'accompagne d'une décohésion fil/matrice qui se propage le long des fils jusqu'aux points de croisement avec des fils de chaîne où s'initie alors une décohésion entre fils de trame et de chaîne (cisaillement interlaminaire). De plus, l'énergie de compression dans les fils liants s'accumule jusqu'à dépasser leur seuil d'absorption d'énergie et peut impliquer la rupture des fils de trame de la face inférieure (rupture en traction). Le comportement non-linéaire peut donc s'expliquer par l'augmentation de l'inclinaison des fils liants.

Ces essais de flexion trois points mettent en évidence l'influence des fils sollicités sur les propriétés mécaniques (modules élastiques et limites à rupture) et le type de rupture. La direction chaîne plus complaisante donne une rupture fragile en traction sur la face inférieure et la direction trame liante plus rigide donne une rupture fragile en compression sur la face supérieure.

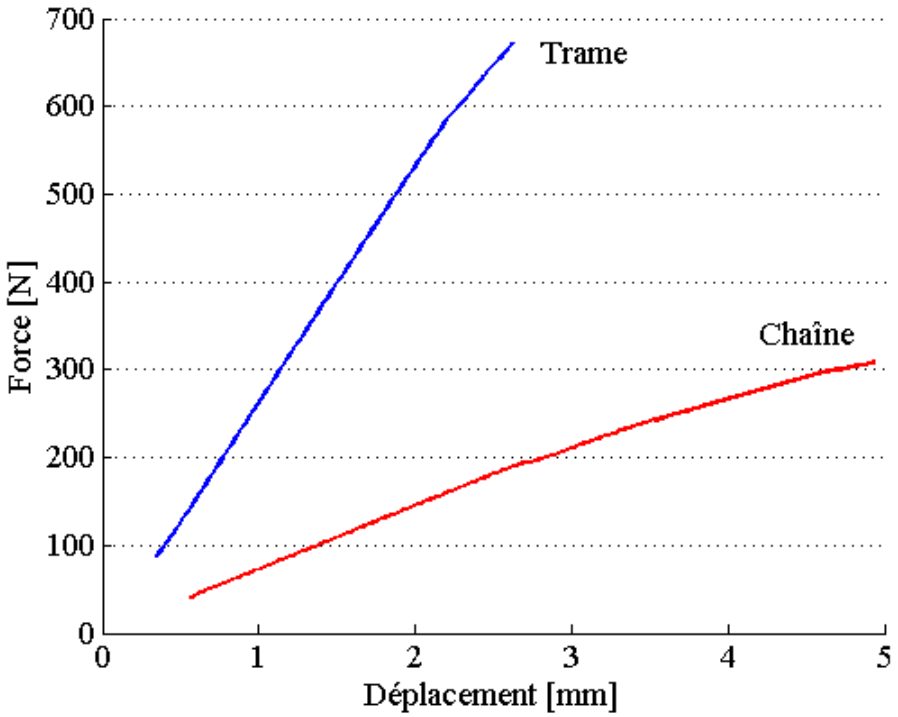

Figure 2.35 – Courbes force/flèche dans les directions chaîne et trame au cours d'un essai de flexion 3 points

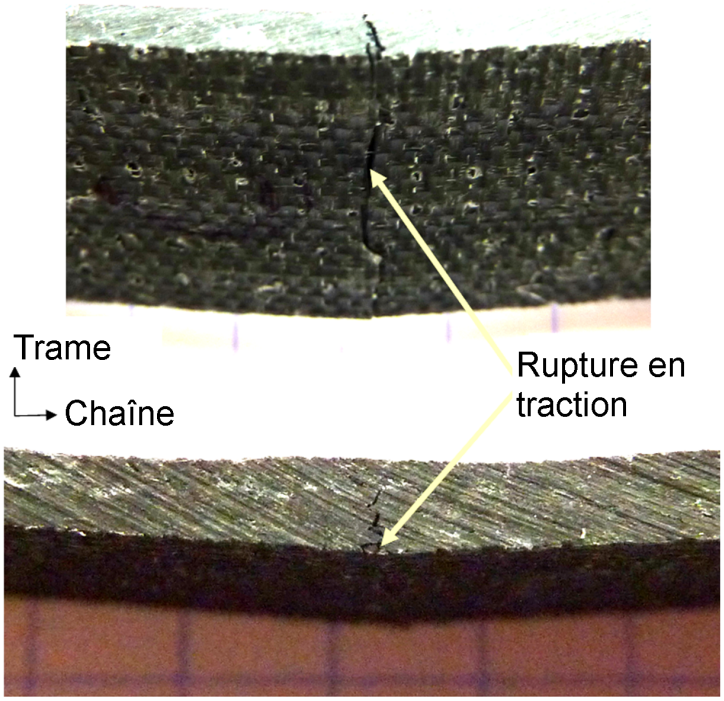

Figure 2.36 – Faciès de rupture en flexion dans la direction chaîne

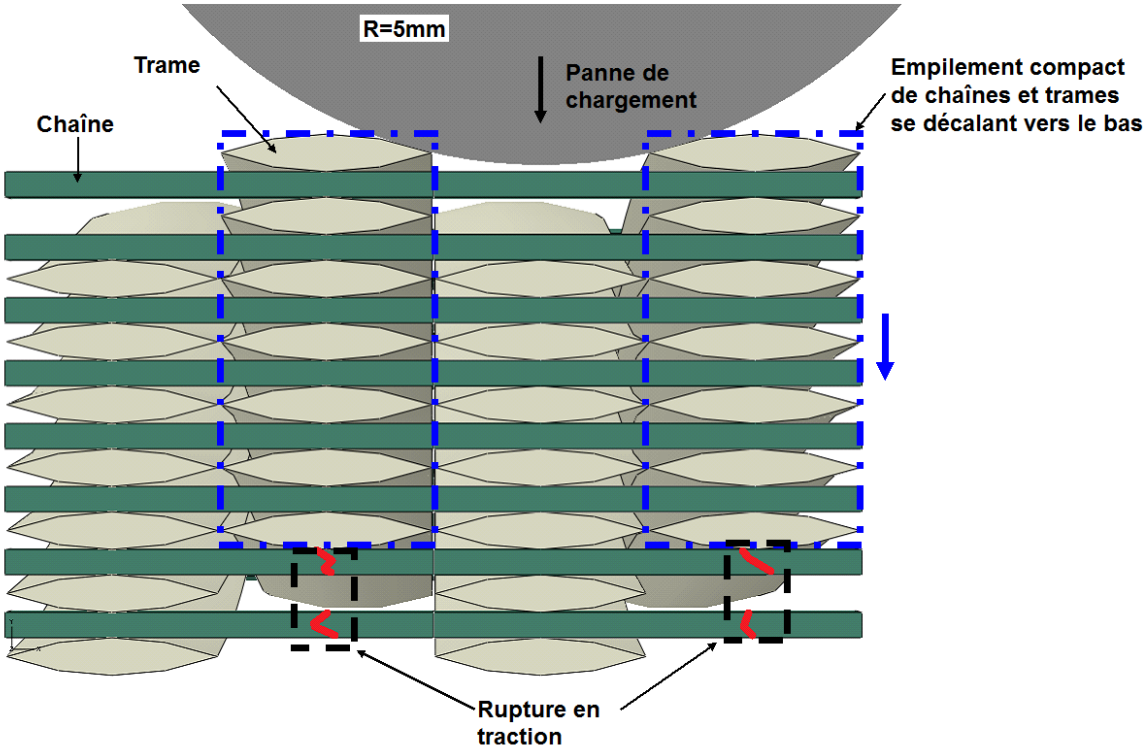

Figure 2.37 – Schéma du phénomène de rupture en flexion dans la direction chaîne

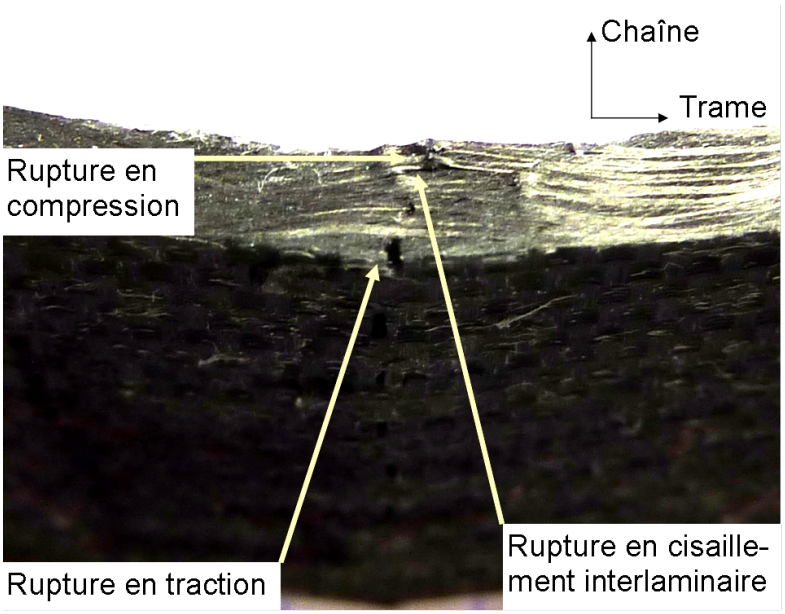

Figure 2.38 – Faciès de rupture en flexion dans la direction trame

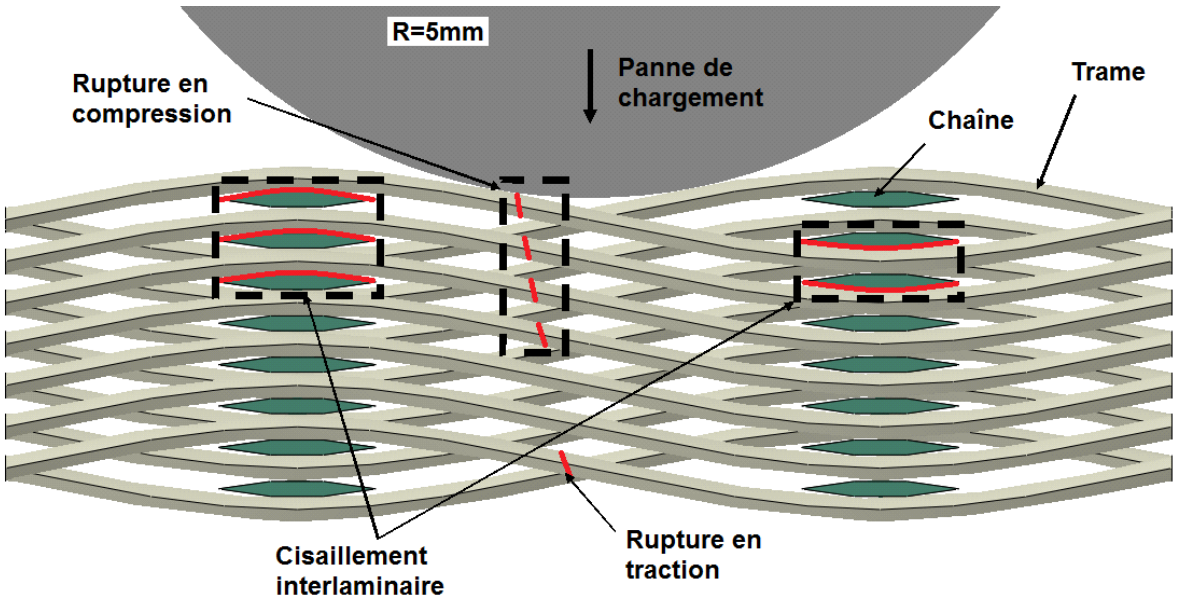

Figure 2.39 – Schéma du phénomène de rupture en flexion dans la direction trame

2.7 Conclusions de l'étude expérimentale

Cette étude expérimentale a permis de mettre en évidence l'importance de l'ensemble du processus de fabrication du composite allant du tissage du renfort à sa mise en œuvre par infusion, afin de modéliser de manière la plus réaliste possible le matériau. En premier lieu, le tissage permet de créer l'architecture interlock mais endommage les fils du tissu. Ceci est dû aux différentes étapes de mise en place des fils dans le métier et au tissage en lui-même (ondulation, tassage et tension des fils). Tous ces phénomènes sont alors pris en compte : pour cela, les modules élastiques des deux types de fil issus du renfort final sont déterminés par un essai de traction puis introduits dans le modèle numérique développé par la suite.

La deuxième étape est l'infusion du composite, réalisée ici grâce à un procédé fiable et facilement reproductible. L'étude de la qualité du produit final est essentielle car elle détermine son utilisation ou non dans l'industrie. Une étude de la localisation des porosités et du taux résiduel dans le composite est menée : l'infusion de l'interlock donne un composite de bonne qualité ($V_p \leq 1\%$). Ce faible taux n'a donc pas d'incidence sur le comportement mécanique élastique d'où l'absence de représentation des porosités dans le modèle numérique qui détermine les propriétés élastiques équivalentes. Cependant, cette étude a permis de localiser de manière précise les positions des porosités dans le composite, principalement près des croisements des fils. Même en étant peu nombreuses et de petite taille, les porosités peuvent devenir le lieu d'initiation de fissures. Leur localisation peut favoriser un phénomène de décohésion entre les fils et la matrice. Ce point est repris plus en détails dans la partie relative à sa modélisation (cf. Chap. 4).

Le dernier point concerne la réalisation des essais de caractérisation mécanique. En premier lieu, ils fournissent les propriétés mécaniques nécessaires pour la comparaison avec les résultats numériques ultérieurs (Tab. 2.9 où les indices m et f indiquent les comportements en membrane et en flexion, respectivement). Ils renseignent également sur le comportement du composite interlock, qui s'avère légèrement non-linéaire en traction et en flexion dans les deux directions. La rupture en traction ne génère pas de rupture avec foisonnement de l'éprouvette, le délaminage est réduit et l'orientation du plan de rupture suit l'inclinaison des fils liants lorsqu'ils sont sollicités. La rupture en flexion montre l'influence des fils sollicités sur les propriétés mécaniques (modules élastiques et limites à rupture), ainsi que les types de rupture possibles. Dans tous les cas de chargement, une analyse des modes de rupture plus poussée au niveau mésoscopique, voire microscopique, permettrait de comprendre les phénomènes complexes qui les régissent et ainsi d'apporter les modifications nécessaires pour en diminuer les effets.

	Modules de traction	Modules de flexion
Chaîne	$E_1^m = 12.3$ GPa ($\pm 5\%$)	$E_1^f = 17.3$ GPa ($\pm 10\%$)
Trame (liante)	$E_2^m = 64.5$ MPa ($\pm 7\%$)	$E_2^f = 58.1$ GPa ($\pm 4\%$)

Tableau 2.9 – Modules élastiques en traction et en flexion du composite

Chapitre 3

Modélisation numérique du comportement élastique d'un composite 3D interlock

Ce chapitre concerne l'analyse numérique du comportement mécanique des composites interlocks. La prise en compte de la complexité géométrique de la méso-structure du composite empêche tout calcul de structure à l'échelle d'une pièce industrielle. Il devient alors essentiel de déterminer le comportement macroscopique du matériau à partir d'un échantillon, afin d'utiliser les propriétés effectives correspondantes dans des calculs de structure. Suite aux conclusions de l'état de l'art sur les études numériques de composites à renforts 3D, l'utilisation d'une méthode d'homogénéisation périodique semble adaptée pour déterminer de manière précise les propriétés équivalentes du composite. Le choix d'une modélisation numérique par éléments finis est lié à la nature complexe du composite. L'application de cette méthode nécessite une modélisation géométrique fidèle du matériau, étape importante soulignée au chapitre 1, se basant sur les mesures effectuées au chapitre 2.

Dans ce chapitre, seul le comportement élastique linéaire du composite est étudié. Cette partie débute par l'application de méthodes analytiques simples déjà employées dans le cas des composites stratifiés. Compte tenu des hypothèses restrictives, on montre que ces approches sont limitées pour l'étude des interlocks. Ainsi, la méthode d'homogénéisation périodique et la modélisation numérique associée sont ensuite présentées, des principes de la méthode jusqu'à la démarche de calcul employée. Un programme (en langage Python^{TM}), développé spécifiquement pour cette étude, permet la modélisation géométrique d'une cellule unité du composite, sa discrétisation par éléments finis et les différents calculs. Cet outil efficace de simulation permet la génération automatique et paramétrable de l'architecture. Avant son application sur le composite interlock étudié, la démarche est validée sur un matériau sandwich à renforts transverses, de géométrie plus simple, grâce à une comparaison avec des solutions analytiques de référence. Enfin, sont présentés les résultats numériques d'homogénéisation obtenus pour l'interlock et leur comparaison à ceux de calculs numériques 3D de structures composites hétérogènes soumises à des chargements

simples, et aux résultats expérimentaux.

3.1 Etude préliminaire : approches analytiques

Avant tout calcul numérique, une solution simple est recherchée, à l'aide d'outils analytiques, se basant sur la loi des mélanges ou sur la formule de Krenchel [KRE, 1964], pour la détermination des propriétés mécaniques équivalentes du composite. Mais sont-elles encore valables pour un composite à renfort tissé 3D ? Quelles sont leurs limites pour un passage à une approche numérique ?

Dans un premier temps, on peut appliquer simplement une loi des mélanges classique pour obtenir les propriétés élastiques équivalentes du composite, en le considérant comme un stratifié unidirectionnel (cf. 1.3.1) :

$$E_L^c = V_f * E_L^f + (1 - V_f) * E^m \tag{3.1}$$

où L indique la direction longitudinale d'une fibre, d'un fil ou d'un unidirectionnel. Dans le cas du composite interlock, ces notions ne sont pas adaptées (car il s'agit d'un tissu) et sont remplacées par les indices 1 pour la chaîne et 2 pour la trame.

On s'intéresse ici uniquement aux modules d'Young dans le plan, suivant les directions chaîne et trame du composite interlock. On suppose, pour le calcul d'un module dans une direction, l'absence d'effet des fils transverses dans la direction perpendiculaire. Un seul type de fil est donc considéré dans chacun des calculs suivants.

Un premier calcul peut être effectué à partir de l'équation 3.1, pour déterminer les modules d'Young dans les directions chaîne et trame du composite, en utilisant les fractions volumiques de fibres mesurées (cf. §2.5) et les modules longitudinaux des fibres dans les deux directions (cf. §2.6.1). Les résultats sont donnés dans le tableau 3.1.

	Fraction volumique de fibres	Fibres	Composite interlock
Chaîne	7%	287 GPa	E_1=22.8 GPa
Trame	35%	264 GPa	E_2=94.5 GPa

Tableau 3.1 – Modules longitudinaux du composite à partir des fractions volumiques de fibres

Un second calcul peut être mené à partir des fractions volumiques des fils et des modules longitudinaux des fibres issus des essais et donnés dans le tableau 3.2.

	Fraction volumique de fibres dans les fils	Module de fibres	Module de fil imprégné
Chaîne	65%	287 GPa	187 GPa
Trame	60%	264 GPa	173 GPa

Tableau 3.2 – Modules longitudinaux des fils imprégnés

Le volume des fils de chaîne est facilement calculable car les fils sont droits. Mais pour les fils de trame ondulés, le volume ne peut pas être calculé directement à partir de la surface de la section lenticulaire à la frontière de la cellule (définition donnée ultérieurement au §3.3.1). Cette surface doit être projetée afin d'obtenir la surface de la section normale au chemin du fil, défini par une spline. Il est alors nécessaire de déterminer l'équation de la spline pour en déduire sa longueur et la surface projetée. Sous Abaqus, les splines sont des fonctions cubiques par morceaux. Dans le cas de cette étude, la fonction est définie en 4 points, mais par symétrie, 2 suffisent pour calculer son équation. La courbe possède un maximum (dérivée première nulle en ce point) et un point d'inflexion (dérivée seconde nulle). On peut ainsi obtenir la longueur de la spline et l'angle permettant de projeter la section verticale en section normale. On en déduit la fraction volumique des fils de trame dans la cellule. On constate que les nouveaux modules sont plus faibles que ceux des calculs précédents, à cause des fractions volumiques de fibres considérées plus faibles (Tab. 3.3).

	Fraction volumique des fils	Module de fil imprégné	Composite interlock
Chaîne	6.7%	187 GPa	E_1=15.4 GPa
Trame	31.7%	173 GPa	E_2=56.8 GPa

Tableau 3.3 – Modules longitudinaux du composite à partir des fractions volumiques des fils

Le module du composite dans la direction chaîne, à partir des fractions volumiques de fibres ou de fils, surestime la valeur expérimentale (12.3 GPa). Cette surestimation peut s'expliquer par une représentation idéalisée des fils de chaîne droits par la loi des mélanges. Dans la direction de trame, le premier module théorique est supérieur à la valeur expérimentale (64.5 GPa) car il ne prend pas en compte l'ondulation des fils. Le deuxième module théorique est cette fois plus faible à cause de la diminution de la fraction volumique.

La loi des mélanges n'est donc pas appropriée dans le cas des composites à renforts 3D car elle néglige l'inclinaison des fils et leur entrelacement, qui font toute la spécificité de l'architecture interlock.

Pour pallier ce problème d'inclinaison, on peut utiliser la formule de Krenchel, qui se base sur la loi des mélanges avec la possibilité d'inclure l'inclinaison des fils à l'aide d'un coefficient correctif [KRE, 1964]. Cette approche a été d'abord développée pour l'étude de ciments renforcés par des fibres courtes et très employée depuis pour des composites stratifiés à fibres droites orientées dans le plan. Par exemple, Gommers et al. l'ont utilisé pour l'étude de composites renforcés par des tricots [GOM, 1996]. La formule de Krenchel, unidimensionnelle, est une loi des mélanges modifiée par l'introduction d'un facteur d'efficacité η prenant en compte l'influence de l'inclinaison par rapport à la direction du fil initialement droit. Ce coefficient, moyenné sur la longueur d'un fil, représente la capacité de ce fil incliné d'un angle α à supporter un chargement, en comparaison à un fil droit orienté dans la direction du chargement. Sa validité implique l'absence de déformation en cisaillement et de contraction latérale. Seul le module d'Young du composite est calculé

par cette formule :

$$E_L^c = \eta V_f E_L^f + V_m E^m \tag{3.2}$$

$$\text{avec } \eta = \frac{1}{L}\int cos^4(\alpha) dL \tag{3.3}$$

où L est la longueur du fil considéré.

On applique ici cette formule simple au cas du module d'Young dans la direction de trame ondulée (sans fils de chaîne). La résolution sous Maple donne $\eta = 0.954$. On en déduit le module longitudinal suivant la direction de trame, avec la fraction volumique de fils déterminée précédemment (31.7%) et le module du fil de trame imprégné (173 GPa), soit $E_2^{Krenchel}$ =54.4 GPa. A titre de comparaison, un calcul numérique sur une cellule sans fils de chaîne, utilisant la méthode d'homogénéisation décrite ultérieurement, fournit un module de E_2^{num} =50 GPa, proche du module de Krenchel (7% d'erreur). L'ondulation diminue évidemment encore plus le module. Ce calcul néglige l'entrelacement des fils liants qui permet de créer une structure monolithique avec les fils de chaîne et de renforcer le matériau dans la réalité, d'où la valeur inférieure à la valeur expérimentale.

En conclusion, ces approches analytiques basées sur des moyennes volumiques donnent des résultats relativement bons, selon la direction étudiée et la loi employée. Cependant, la présence de fils dans les deux directions diffère du cas du stratifié unidirectionnel. On ne peut pas négliger les fils transverses par rapport aux fils longitudinaux dans aucune des directions dans le cas de l'interlock, ce que ne permettent pas ces méthodes. Il semble alors nécessaire d'employer une approche par homogénéisation périodique, à l'aide d'éléments finis, qui considère l'ensemble des fils et leur inclinaison.

3.2 Homogénéisation périodique

3.2.1 Objectifs de la méthode

L'analyse du comportement d'une structure composite interlock par un calcul tridimensionnel éléments finis est très coûteuse en temps de modélisation et de calcul et requiert une grande puissance de calcul, du fait de son architecture complexe et de la finesse de son hétérogénéité (à l'échelle mésoscopique) par rapport aux dimensions macroscopiques de la pièce étudiée. Pour éviter cela, une solution est de remplacer le matériau hétérogène par un matériau homogène au comportement mécanique équivalent, en déterminant les constantes élastiques effectives. De plus, la structure du renfort 3D est périodique suivant les deux directions du plan du tissu. Le calcul d'homogénéisation peut alors se restreindre à une cellule unité (plus petit élément de structure permettant de reproduire le matériau par périodicité suivant différentes directions). Par ailleurs, le composite étudié peut être qualifié de structure *mince* car son épaisseur est fixée et la périodicité n'intervient que dans les deux autres directions. A la place d'une homogénéisation tridimensionnelle, on privilégie ici les deux directions du plan du matériau et on remplace le solide hétérogène 3D par un modèle de plaque homogène. L'objectif est donc de calculer les constantes de

raideur à partir de la réponse globale à des chargements simples d'une cellule élémentaire. Il existe pour cela des méthodes analytiques, permettant de déterminer les propriétés équivalentes suivant la théorie de Kirchhoff-Love ([KAL, 1992], [LEW, 1999]). Elles peuvent être également calculées de manière numérique, méthode présentant l'avantage de s'appliquer à tout type de périodicité ([BOU, 1998], [XU, 2002]) et qui est utilisée ici du fait de la complexité de la géométrie.

3.2.2 Principe de la méthode

L'approche utilisée dans cette étude se base en partie sur les travaux de Buannic et al. dans le cadre de structures sandwich [BUA, 2003]. Les auteurs ont repris la méthode initialement développée par Bensoussan et al., Bakhvalov et Panasenko, et Sanchez-Hubert et Sanchez-Palencia dans le cadre de l'homogénéisation asymptotique [BEN, 1978], [BAK, 1989], [SAN, 1992].

La formulation du problème 3D d'une structure mince périodique dans le plan, dans le cadre de l'homogénéisation asymptotique de plaques, débute avec l'introduction de deux paramètres infinitésimaux e et l, supposés confondus car du même ordre de grandeur et décrivant deux rapports d'échelle :

- e = épaisseur/longueur caractéristique de la plaque, c'est la *minceur* de la plaque ;
- l = longueur de la cellule élémentaire/longueur caractéristique de la plaque, c'est la *périodicité* des propriétés matériaux et géométriques dans le plan.

La méthode d'homogénéisation asymptotique consiste à développer les champs recherchés (déplacements, déformations et contraintes) en séries entières selon la seule variable e, que l'on fait tendre vers 0 afin d'obtenir une plaque mince et de lisser les hétérogénéités [CAI, 1984]. Deux échelles sont donc introduites : l'une macroscopique x à l'échelle de la structure où l'on ne distingue plus les hétérogénéités et l'autre microscopique $y = x/e$ à l'échelle des hétérogénéités. Grâce à l'utilisation de cette double échelle et d'un développement asymptotique de la solution recherchée, il est possible de remplacer les équations différentielles du problème élastique avec des coefficients oscillant rapidement par des équations différentielles dont les coefficients sont constants ou varient très lentement [HAS, 1998]. En effet, l'échelle macroscopique implique des variations lentes alors que l'échelle microscopique implique des variations rapides, marquant le passage d'un constituant à un autre.

La solution du problème d'élasticité 3D est cherchée sous la forme suivante :

$$u(x) = u^{(0)}(x_1, x_2) + eu^{(1)}(x_1, x_2, y_1, y_2, y_3) + e^2u^{(2)}(x_1, x_2, y_1, y_2, y_3) + \dots$$

où $y_i = x_i/e$ et les indices 1, 2 et 3 représentent respectivement les directions du plan et celle de l'épaisseur. Le problème 3D se décompose donc en une séquence de problèmes microscopiques 3D sur une cellule unité et macroscopiques 2D donnant la réponse globale de la plaque. On s'intéresse ici uniquement à la solution du problème microscopique au premier ordre, qui permet de déterminer les raideurs effectives de la plaque homogène équivalente dans le cadre de l'hypothèse de Kirchhoff-Love.

Les problèmes microscopiques se basent sur une cellule unité (Fig. 3.1). On introduit

les tenseurs de macrodéformations de membrane $\bar{\bar{E}}$ et de courbure $\bar{\bar{K}}$ dans le plan (1,2). En un point x de la cellule, Michel et al. [MIC, 1999] ont décomposé le champ de déformation locale $\bar{\bar{\epsilon}}(u(x))$ en deux termes : la déformation globale $\bar{\bar{E}} + y_3\bar{\bar{K}}$ et la correction $\bar{\bar{\epsilon}}^*(x)$ qui tient compte des hétérogénéités (Eq. (3.4)(c)). Cette correction dérive d'un champ de déplacement périodique u^{per}. Elle représente la fluctuation par rapport à la déformation globale de la structure et présente donc une moyenne volumique nulle. Le problème microscopique à l'ordre 0 consiste finalement à trouver les champs de déplacement u^{per}, de déformation microscopique $\bar{\bar{\epsilon}}$ et de contrainte microscopique $\bar{\bar{\sigma}}$ tels que :

$$\begin{cases} \vec{\text{div}}\ \bar{\bar{\sigma}} = \vec{0} \\ \bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{\bar{\bar{c}}}}.\bar{\bar{\epsilon}} \\ \epsilon_{ij} = E_{ij} + y_3 K_{ij} + \epsilon^*_{ij}(u^{per}) \text{ où } i,j = 1,2 \\ \bar{\bar{\sigma}}.\vec{n} = \vec{0} \text{ sur } \partial Y_{\pm} \\ u^{per}\ y_1 - \text{ et } y_2 - \text{ périodique et } \bar{\bar{\sigma}}.\vec{n} \text{ anti-périodique} \end{cases} \tag{3.4}$$

où $\bar{\bar{\bar{\bar{c}}}}$ est le tenseur local des modules élastiques et ∂Y_+ et ∂Y_- les surfaces supérieure et inférieure de la cellule, respectivement.

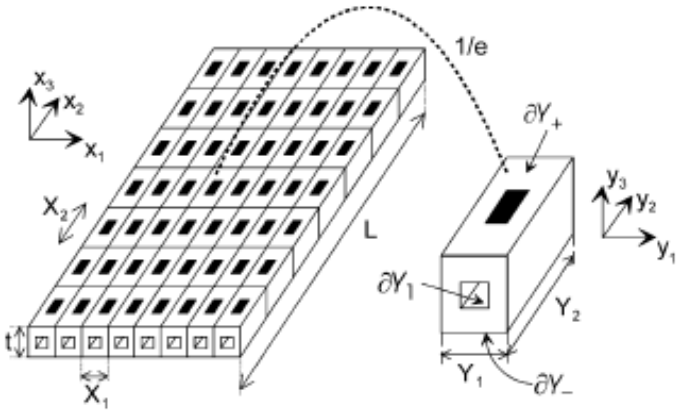

Figure 3.1 – Cellule unité utilisée par Buannic et al. [BUA, 2003]

La solution du problème (3.4) permet de déduire en particulier les contraintes microscopiques $\bar{\bar{\sigma}}$ associées aux déformations microscopiques, elles-mêmes engendrées par le champ de déformations macroscopiques. Puis la loi de comportement de la plaque est définie en fonction des résultantes et des moments des contraintes moyennes. Ces derniers sont obtenus par intégration sur le volume de la cellule, de surface plane S :

$$N_{ij} = \frac{1}{S}\int_V \sigma_{ij}\ dy_1 dy_2 dy_3\ (i,j = 1,2) \tag{3.5}$$

$$M_{ij} = \frac{1}{S}\int_V y_3\sigma_{ij}\ dy_1 dy_2 dy_3\ (i,j = 1,2) \tag{3.6}$$

La loi de comportement homogénéisée peut alors être mise sous la forme :

$$\begin{Bmatrix} \{N\} \\ \{M\} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} [A] & [B] \\ [B]^T & [D] \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \{E\} \\ \{K\} \end{Bmatrix} \tag{3.7}$$

avec $\{N\}^T = \{N_{11}, N_{22}, N_{12}\}$, $\{M\}^T = \{M_{11}, M_{22}, M_{12}\}$ et $[A]$, $[B]$ et $[D]$ formant la matrice $[C]$ des rigidités effectives du composite en traction/flexion. $[A]$ est composée des constantes relatives au comportement en traction, $[D]$ des constantes relatives au comportement en flexion et $[B]$ des constantes de couplage traction/flexion.

3.2.3 Démarche retenue

Pour le calcul de la matrice raideur effective, on impose comme données d'entrée les macrodéformations et on en déduit les contraintes intégrées ($\{N\}$ et $\{M\}$) par la résolution du problème (3.4) et l'obtention du déplacement (perturbation u^{per} due aux hétérogénéités). Cette approche utilise des éléments finis standard. Pour identifier les coefficients de la matrice $[C]$, la solution la plus naturelle est d'appliquer successivement des macrodéformations unités (avec une seule composante de $\{E\}$ ou $\{K\}$ non nulle) à la cellule élémentaire et d'en déduire dans chaque cas de chargement les six composantes de $\{N\}$ et $\{M\}$. Le post-traitement des contraintes (intégration) n'étant pas aisé, on utilise en pratique l'énergie de déformation élastique directement disponible comme résultat du calcul par éléments finis.

En élasticité linéaire, l'énergie de déformation est une forme quadratique définie positive. La matrice de rigidité dans ces conditions est symétrique et elle s'exprime en fonction de 21 coefficients indépendants. Pour calculer ces derniers, on applique à la cellule hétérogène 21 champs de macrodéformation successifs, représentant l'une des trois macrodéformations de membrane ou de courbure ou une combinaison simple de ces dernières. On obtient alors les 21 énergies de déformation correspondantes, à partir desquelles on calcule les termes de la matrice de rigidité.

Le calcul numérique se décompose en deux étapes. Dans la première, on applique les 21 cas de chargement adéquats (surfacique et/ou volumique) à la cellule unité homogène pour obtenir les 21 champs de déformation souhaités. Puis on applique comme condition initiale successivement ces champs à la cellule hétérogène, qui se déforme sous des conditions aux limites périodiques vers son état d'équilibre. L'énergie de déformation W est reliée aux termes de la matrice de rigidité de l'équation (3.7) par :

$$\begin{aligned} W &= \frac{1}{2}\int_V \bar{\bar{\sigma}} : \bar{\bar{\epsilon}}\, dV \\ &= \frac{S}{2}\left(\{E\}^T . [A] . \{E\} + \{K\}^T . [D] . \{K\} + 2\{E\}^T . [B] . \{K\}\right) \end{aligned} \tag{3.8}$$

où $\{E\}^T = \{E_{11}, E_{22}, 2E_{12}\}$, $\{K\}^T = \{K_{11}, K_{22}, 2K_{12}\}$ et S est la surface de la cellule dans le plan de référence. On peut noter qu'on affecte un facteur 2 aux termes de cisaillement E_{12} et K_{12}, pour tenir compte de la symétrie du tenseur des déformations. Connaissant les valeurs des énergies de déformation fournies par Abaqus, on détermine les 21 termes de la matrice de rigidité en résolvant un système de 21 équations à 21 inconnues.

3.3 Modélisation numérique par éléments finis

3.3.1 Choix de la cellule unité paramétrable

L'homogénéisation du comportement mécanique d'un composite nécessite la définition d'un volume d'étude, issue d'une analyse préalable de la microstructure. Ce volume doit prendre en compte son hétérogénéité et sa périodicité si elle existe. Cette analyse se base sur deux concepts qui se différencient par leur représentation géométrique et leur conditions aux limites [DRA, 2007] :

- le volume élémentaire représentatif (VER) qui caractérise les matériaux hétérogènes avec des microstructures macroscopiquement homogènes et dont le comportement ne dépend pas du type de conditions aux limites appliquées ;
- la cellule unité qui caractérise les matériaux hétérogènes périodiques.

La structure interlock étudiée étant périodique, on fait le choix d'une cellule unité comme étant le volume le plus petit représentant la structure entière par périodicité. Une cellule étant indifférenciable de la suivante, la réponse de la structure entière est identique à celle d'une cellule arbitraire : ce volume est donc "représentatif" des propriétés locales de la structure. Les calculs tridimensionnels étant effectués sur la cellule unité, il est essentiel de minimiser sa taille autant que possible. Dans le cas de la structure interlock retenue, la périodicité est effective uniquement dans les deux directions du plan du composite ; l'épaisseur de la cellule est donc celle de la structure en tant que telle. Dans la direction trame, la périodicité est pilotée par la présence des fils liants et dans la direction chaîne, la période compte deux colonnes de fils de trame.

Les différents paramètres géométriques sont issus des observations en microscopie optique du paragraphe 2.4 : les dimensions des sections lenticulaires des fils de chaîne et de trame, les espacements horizontaux entre les fils de chaîne et entre les fils de trame sont à nouveau donnés dans le tableau 3.4. Un espacement horizontal de 0.02 mm est imposé entre les fils de trame, contrairement à la valeur nulle mesurée, pour faciliter la modélisation et empêcher toute interpénétration des fils. On considère, dans la géométrie idéalisée, les fils de chaîne droits et les fils de trame liants inclinés au maximum de 12°, valeur proche de l'angle d'inclinaison mesuré de 15°. Cette différence est le résultat de l'empilement régulier des fils dans le modèle numérique car ce n'est pas une donnée d'entrée de la modélisation. On considère également les angles d'ondulation, d'embuvage et de retrait comme nuls. Enfin, le chemin des fils liants suit une fonction spline cubique, assurant ainsi la continuité géométrique de leur pente et courbure sur toute la cellule. Les figures 3.2 et 3.3 représentent les dimensions et les dispositions des sections lenticulaires sur les faces de la cellule unité.

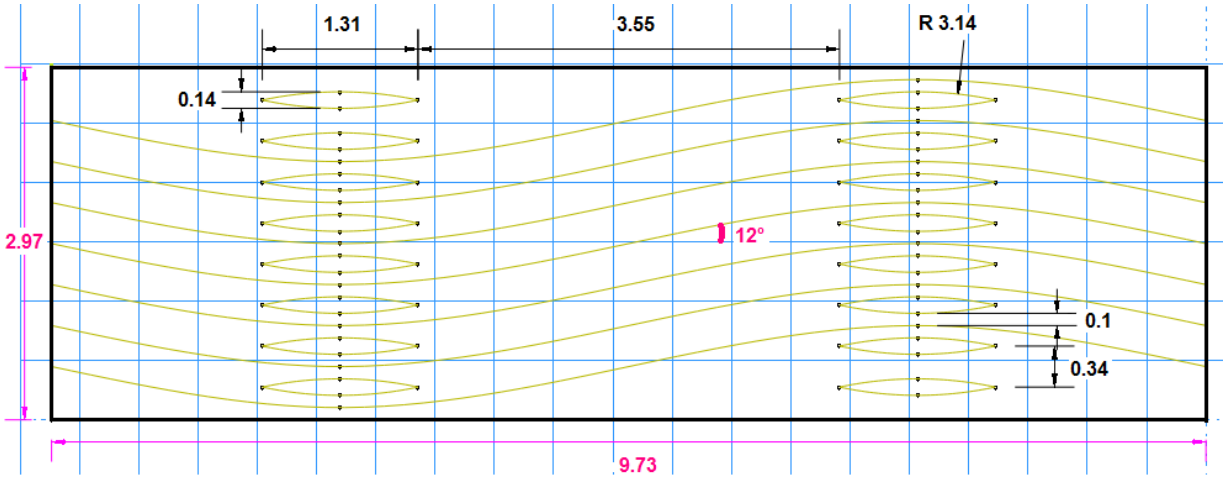

Figure 3.2 – Dimensions des sections lenticulaires des fils de chaîne et des espaces les séparant (en mm)

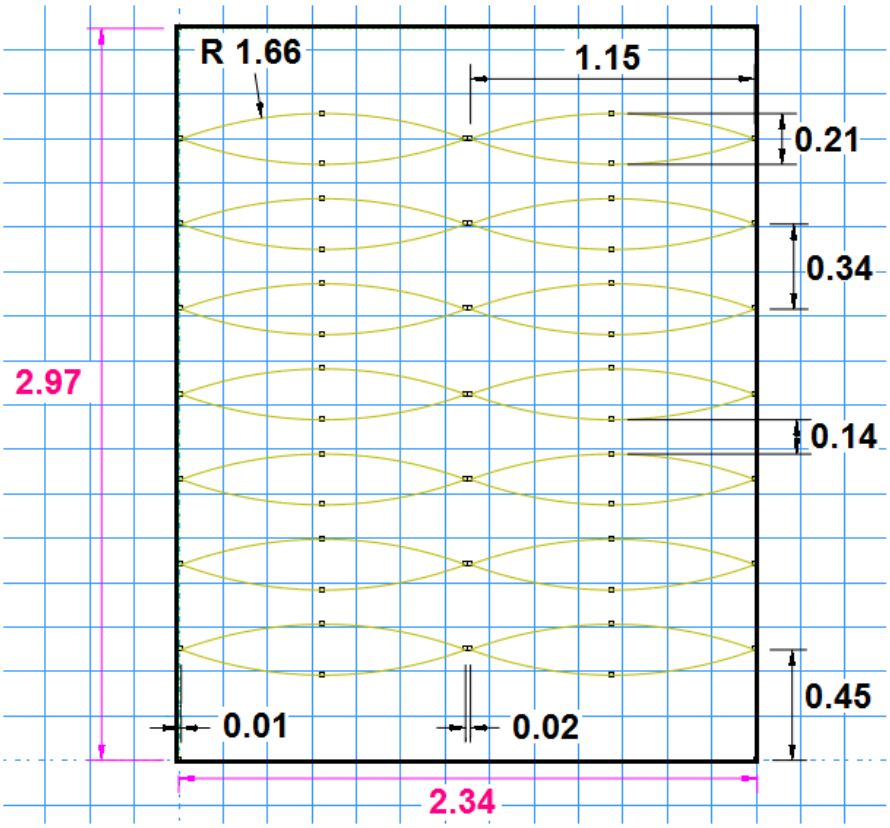

Figure 3.3 – Dimensions des sections lenticulaires des fils de trame et des espaces les séparant (en mm)

	Chaîne	Trame
Section lenticulaire	Largeur = 1.313 mm Epaisseur = 0.139 mm	Largeur = 1.152 mm Epaisseur = 0.206 mm
Espace horizontal entre deux colonnes	3.554 mm	0.02 mm
Angle d'inclinaison	0°	12°

Tableau 3.4 – Données d'entrée géométriques de l'interlock étudié

3.3.2 Modélisation sous Abaqus/CAE

La nature et les paramètres géométriques de la cellule étant définis, sa modélisation peut désormais être effectuée. On utilise le logiciel Abaqus et son interface de pré-traitement (Abaqus/CAE) pour définir toutes les données du problème. L'utilisation d'un programme script Python^{TM}, à la place de l'interface graphique, permet d'automatiser toutes les étapes de la modélisation (géométrie, maillage, propriétés matériaux, chargements et conditions aux limites), du calcul et du post-traitement.

Modélisation géométrique

La modélisation de la structure interlock est systématique mais fastidieuse, du fait du grand nombre de fils à définir. L'analyse paramétrique d'une telle structure, en faisant varier en particulier les paramètres géométriques (afin de généraliser l'outil à d'autres structures interlocks), nécessite l'utilisation d'un programme de génération automatique de la géométrie et du maillage, si l'on veut gagner en temps et en simplicité. Un programme en langage Python^{TM} est donc développé, dans le cadre de l'utilisation de l'interface script d'Abaqus. Les paramètres modifiables dans le programme sont les nombres de fils, les dimensions des sections lenticulaires, les espaces entre les fils, la taille du maillage et les modules des matériaux constitutifs.

La cellule unité représente des fils noyés dans une matrice : deux colonnes de huit fils de chaîne chacune et deux colonnes de sept fils de trame chacune, permettant de calculer les longueur (direction chaîne) et largeur (direction trame) de la cellule. L'empilement successif des fils permet de calculer l'épaisseur totale de la cellule :

- Longueur : L = 2.344 mm
- Largeur : W = 9.734 mm
- Epaisseur : T = 2.966 mm

La démarche de construction est la suivante : après avoir représenté le volume hexaédrique de la cellule, deux partitions surfaciques permettent de dessiner sur deux faces latérales du parallélépipède les sections lenticulaires des fils (Fig. 3.4). Les fils de chaîne sont ensuite extrudés par une partition volumique de ces sections lenticulaires (Fig. 3.5). Ces fils sont initialement créés droits mais un paramètre d'ondulation est introduit permettant d'onduler les fils de chaîne et de diminuer l'ondulation des fils de trame, si besoin est. Après leur création, les propriétés matériaux de fil non endommagé leur sont attribuées. Les fibres neutres des fils liants sont créées à l'aide de splines cubiques dans le volume (Fig.

3.6). Puis les fils liants sont partitionnés en *balayant* les sections lenticulaires le long de ces splines (Fig. 3.7). Il est important de mentionner ici le procédé de partition qui peut influencer l'architecture finale. La partition des fils ne s'effectue pas à partir de la section lenticulaire verticale dessinée à la frontière de la cellule, mais à partir de la lentille normale à la spline, donnant ainsi un fil moins épais de quelques millièmes de millimètre. Cette représentation reste cependant exacte car les observations au microscope se font sur des coupes qui ne sont pas normales aux fibres des fils de trame et qui donnent donc les bonnes dimensions des sections lenticulaires à la surface de la cellule. Les propriétés matériaux de fil endommagé sont attribuées aux fils de trame et de la matrice au reste de la cellule.

La matrice est un matériau homogène isotrope alors que les fils sont isotropes transverses suivant leur axe propre. L'attribution des propriétés aux fils liants est problématique car il n'existe pas d'option sous Abaqus permettant d'attribuer de telles propriétés suivant un chemin complexe, autre que droit. L'unique solution est de définir un repère local évoluant le long du fil. Cette idée est appliquée de manière discrète : chaque fil liant est partitionné en petits segments, représentant chacun un centième de la longueur de la cellule, et possédant son propre repère local permettant de définir localement les propriétés. En pratique, la définition des repères locaux, les partitions volumiques des fils, et l'attribution par morceaux de l'orientation du matériau suivant ces repères (soit 1400 attributions dans le cas présent) sont automatisées dans le programme. Une des difficultés rencontrées concerne la création des repères locaux (en 100 points par fibre neutre). Chaque repère est défini par trois points : deux successifs sur la fibre et un troisième, fixe, situé dans le plan vertical des fibres. Une première démarche est de définir ces deux premiers points par leur identifiant (sous Abaqus, un numéro identifiant est attribué à chaque nouveau point créé) mais leur numérotation varie aléatoirement, ce qui est problématique pour l'utilisation dans le programme d'automatisation développé. Une première solution envisagée est de calculer les coordonnées des 100 points avec l'équation de la spline déterminée sous Matlab mais cette méthode ne donne pas les mêmes coordonnées que sous Abaqus (problèmes de précision de calcul). La solution adoptée est donc de calculer les coordonnées de ces 100 points à l'aide d'un programme sous Matlab, par interpolation linéaire à partir cette fois de 1000 points (identifiés sous Abaqus) définissant de manière fidèle la spline. On obtient au final la cellule unité en figure 3.8 où seuls les fils apparaissent pour une meilleure visualisation.

Propriétés matériaux

Les propriétés des matériaux attribuées aux deux types de constituants sont celles de la matrice pure et des fils imprégnés, en différenciant chaîne et trame. Les propriétés des fils sont déterminées par des lois des mélanges (modules longitudinal et transverse, modules de cisaillement et coefficients de Poisson) et les modules longitudinaux des fibres issus des essais de traction sur fil imprégné (cf. §2.6.1). Les formules associées sont données par Berthelot [BER, 1996] :

$$
\begin{cases}
E_L^c = V_f \times E_L^f + (1 - V_f) \times E^m \\
\nu_{LT}^c = V_f \times \nu_{LT}^f + (1 - V_f) \times \nu^m \\
G_{LT}^c = G^m \dfrac{G_{LT}^f (1 + V_f) + G^m (1 - V_f)}{G_{LT}^f (1 - V_f) + G^m (1 + V_f)} \\
G_{TT'}^c = G^m \left[1 + \dfrac{V_f}{\dfrac{G^m}{G_{TT'}^f - G^m} + \dfrac{k_m + 7G^m/3}{2k_m + 8G^m/3} (1 - V_f)} \right] \text{ avec } k_m = \dfrac{E^m}{3(1 - 2\nu^m)} \\
K_L = K_m + \dfrac{V_f}{\dfrac{1}{k_f - k_m + \left(G_{TT'}^f - G^m \right)/3} + \dfrac{1 - V_f}{k_m + 4G_m/3}} \\
\text{avec } K_m = \dfrac{E^m}{2(1 - 2\nu^m)(1 + \nu^m)} \text{ et } k_f = \dfrac{E_T^f}{3(1 - 2\nu_{TT'}^f)} \\
E_T^c = \dfrac{2}{\dfrac{1}{2K_L} + \dfrac{1}{2G_{TT'}^c} + 2\dfrac{\nu_{LT}^2}{E_L^c}} \\
\nu_{TT'}^c = \dfrac{E_T^c}{2G_{TT'}^c} - 1
\end{cases}
\tag{3.9}
$$

où k_m et k_f sont respectivement les modules de compressibilité de la matrice et de la fibre, K_m le module de compression latérale de la matrice (sans déformation longitudinale), K_L le module de compression latérale du fil imprégné, et L, T et T' indiquent respectivement les directions longitudinale et transverses de la fibre et du fil.

Cependant, seul le module longitudinal est fourni. La détermination des autres données nécessite une caractérisation expérimentale poussée qui n'est pas effectuée ici. Ainsi, les propriétés des fibres, utilisées dans ces lois, sont prises égales à celles des fibres de carbone HTA, issues des travaux de Cox et al. [COX, 1995] sur un composite 3D, et supposées équivalentes car leurs modules longitudinaux sont proches. De plus, la valeur du module de cisaillemnent est confortée car elle est du même ordre de grandeur que la valeur annoncée par Gay pour du carbone haute résistance, soit 50 GPa [GAY, 1997]. On considère les fibres comme isotropes transverses pour pouvoir calculer leur module de cisaillement transverse à l'aide de l'expression (3.10) :

$$
G_{TT'}^f = \frac{E_T^f}{2\left(1 + \nu_{TT'}^f\right)} \tag{3.10}
$$

Les propriétés des constituants et d'un fil imprégné, calculées par les équations (3.9), sont données dans le tableau suivant :

	Fibres carbone HTA [COX, 1995]	Fibres carbone IM7 (expérimental)	Résine époxy	Fil imprégné
E_L	(235 GPa)	287 / 264 GPa	3 GPa	187 / 173 GPa (expérimental)
$E_T = E_{T'}$	17 GPa	-	-	8.4 GPa
$G_{LT} = G_{LT'}$	55 GPa	-	1.1 GPa	4.8 GPa
$G_{TT'}$	6.7 GPa	-	-	2.9 GPa
$\nu_{LT} = \nu_{LT'}$	0.25	-	0.35	0.28
$\nu_{TT'}$	0.27	-	-	0.44

Tableau 3.5 – Propriétés mécaniques des constituants et du fil imprégné

Maillage

Cette étape est importante car garante de la précision du résultat des calculs. Un premier maillage est défini de manière *automatique* avec une taille moyenne des éléments uniforme de l'ordre de 0.1 mm sur tout le volume. Pour les fils comme pour la matrice, le type d'élément choisi est un tétraèdre à dix nœuds (à interpolation quadratique). Avec un nombre d'éléments légèrement supérieur à 600000, la convergence des calculs n'est pas assurée.

Pour remédier à ce problème, le maillage est raffiné pour mieux s'adapter à la géométrie. On constate que l'espace au niveau des croisements des fils de chaîne et de trame est très faible (2.10^{-3}mm), ce qui nécessite une finesse de maillage plus élevée par rapport au reste de la cellule. Pour définir plusieurs finesses de maillage, des partitions supplémentaires sont effectuées afin de dissocier ces zones du reste du volume (Fig. 3.9). Une taille optimale des éléments est définie afin de trouver un équilibre entre la finesse du maillage et un nombre total d'éléments raisonnable ($<$500000). Ce choix est aussi guidé par la présence d'éléments à volume nul, empêchant tout calcul ultérieur. Ce problème peut être résolu en augmentant le nombre de partitions autour de ces zones critiques. Finalement, différentes tailles d'élément sont testées. Un compromis est obtenu en imposant une taille de 0.1 mm à la zone 1 et de 0.15 mm à la zone 2. Le maillage retenu (380000 éléments et 1574000 degrés de liberté) est présenté à la figure 3.10.

Définition des chargements et conditions aux limites

L'étape suivante est la définition des cas de chargement et des conditions aux limites. Ces dernières sont appliquées sur l'ensemble des calculs de telle sorte à empêcher tout mouvement de corps rigide de la cellule (Fig. 3.11). Trois points sont fixés sur les surfaces inférieure et supérieure du volume, légèrement décalés pour ne pas être sur les arêtes des faces et ainsi prévenir tout conflit entre conditions aux limites et conditions périodiques au niveau de ces points. Ils sont fixés suivant une, deux et trois directions, respectivement. Les 21 cas de chargement des calculs préliminaires sont appliqués successivement sur la cellule homogène afin de créer des champs de déformation *uniformes* adéquats. Ils sont définis à partir de macrodéformations de membrane et de courbure, en considérant la cellule entière homogène isotrope régie par la loi de Hooke (élastique linéaire) à l'aide des coefficients de

Lamé (λ, μ) :

$$\bar{\bar{\sigma}} = \lambda tr\left(\bar{\bar{\epsilon}}\right) \bar{\bar{I}} + 2\mu\bar{\bar{\epsilon}} \text{ avec } \lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \text{ et } \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \tag{3.11}$$

où $\bar{\bar{\sigma}}$ et $\bar{\bar{\epsilon}}$ sont les tenseurs de contraintes et de déformations, E et ν le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau homogène isotrope et $\bar{\bar{I}}$ le tenseur identité. On détermine les efforts volumiques $\vec{f}$ et surfaciques $\vec{N}$ à appliquer sur la cellule pour obtenir le champ de déformation souhaité. On résout alors les équations locales d'équilibre avec les conditions aux limites sur les faces latérales de la cellule, définies par les expressions suivantes :

$$\begin{cases} d\vec{iv}\left(\bar{\bar{\sigma}}\right) + \vec{f} = \vec{0} \\ \bar{\bar{\sigma}}.\vec{n} = \vec{N} \end{cases} \tag{3.12}$$

où $\vec{n}$ est le vecteur normal sortant d'une face donnée. Les six cas de chargement élémentaires (suivant x, y et xy en membrane et en courbure) sont représentés en figures 3.12 et 3.13 : les efforts à appliquer sur la cellule et une représentation du champ de déformation uniforme correspondant. Les 15 autres cas de chargement sont issus d'une combinaison linéaire de ces derniers.

Une fois ces champs de déformation uniformes générés (création de fichiers résultats sous Abaqus), ils sont appliqués sur la cellule unité hétérogène soumises à des conditions aux limites périodiques. Les propriétés des fils sont attribuées et les conditions périodiques se traduisent par des déplacements similaires des deux paires de faces latérales opposées. L'utilisation de ces champs est possible car le maillage est inchangé, permettant d'appliquer les déformations générées aux mêmes nœuds. Puis la cellule se déforme jusqu'à son nouvel état d'équilibre.

Calcul

Dépendant du nombre et du type d'élément, et donc du nombre de degrés de liberté, le calcul est également limité par la puissance des ordinateurs en termes de mémoire. Dans la suite, on distingue les calculs de génération des champs de déformation sur une cellule homogène (dits *initiaux*) et ceux d'application de ces champs sur une cellule hétérogène (dits *finaux*). Deux problèmes essentiels apparaissent : le temps de calcul pour les initiaux et la mémoire virtuelle pour les finaux. En effet, une première série de calculs sur un ordinateur de 8 processeurs de 2 Go chacun (soit 16 Go au total) aboutit à des temps de calculs initiaux acceptables : 40 heures pour 21 calculs de création de champs de déformation. Quant aux calculs finaux, ils ne requièrent qu'un seul processeur (l'utilisation d'un fichier résultat créé précédemment n'est possible qu'avec un seul processeur sous Abaqus) mais exigent en moyenne 30 Go de mémoire virtuelle, ce que ne fournit pas un seul ordinateur.

L'utilisation d'un cluster [1] est donc nécessaire pour augmenter la mémoire virtuelle et par la même occasion réduire les temps de calcul en n'utilisant plus que les 8 seuls processeurs d'un même ordinateur.

1. Cluster : regroupement d'ordinateurs formant des nœuds, pouvant fonctionner indépendamment les uns des autres et répartissant une charge de travail afin d'utiliser la performance cumulée de chacun des nœuds, dans le cas présent 59 nœuds de 8 processeurs chacun.

Une fois les 21 calculs finaux terminés, le programme extrait les valeurs des énergies de déformation des fichiers résultats et calcule les termes de la matrice de rigidité et les constantes équivalentes (cf. §3.5).

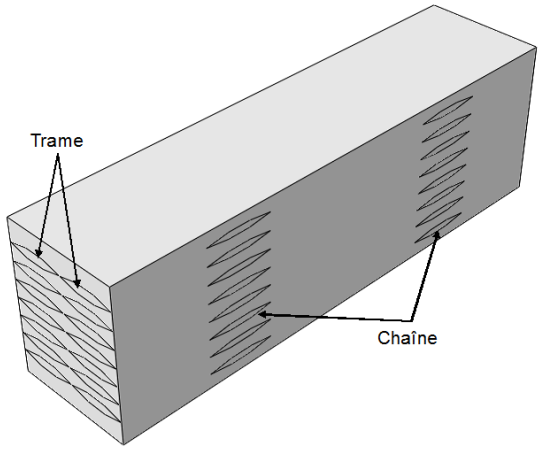

Figure 3.4 – Partition des sections lenticulaires sur les faces

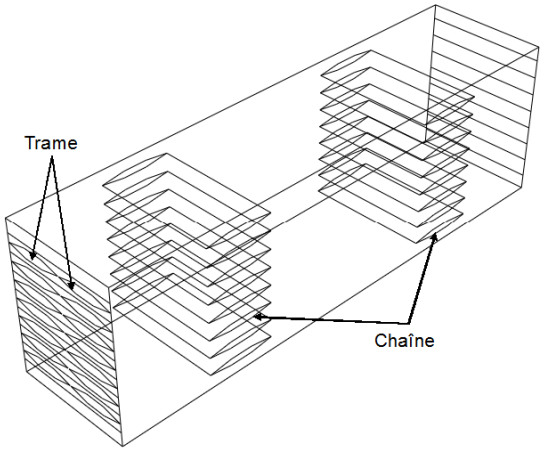

Figure 3.5 – Partition volumique des fils de chaîne

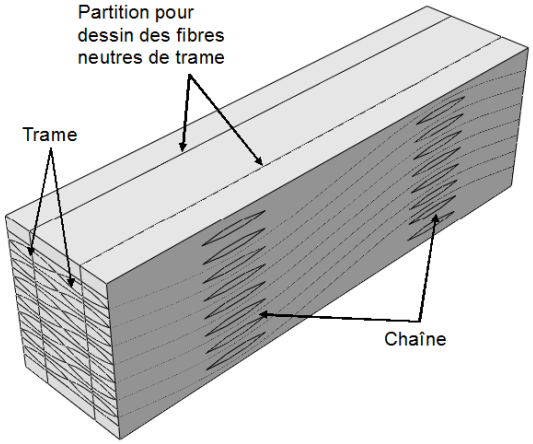

Figure 3.6 – Partition volumique pour les fibres neutres de trame

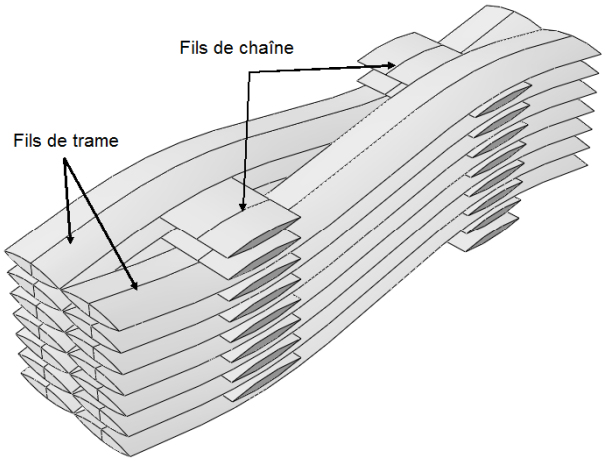

Figure 3.7 – Partition volumique des fils de trame

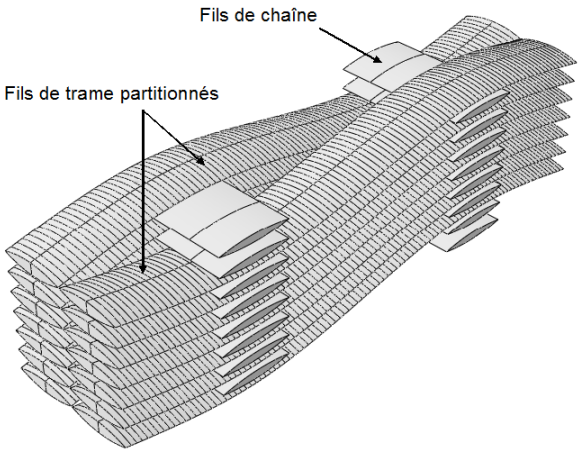

Figure 3.8 – Fils partitionnés pour orientation des propriétés matériaux

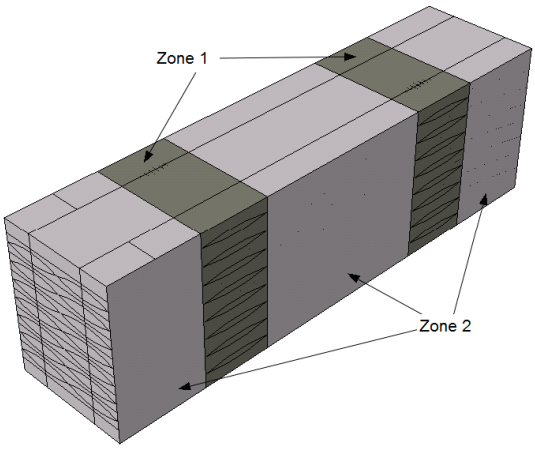

Figure 3.9 – Partition de la cellule pour un maillage adapté

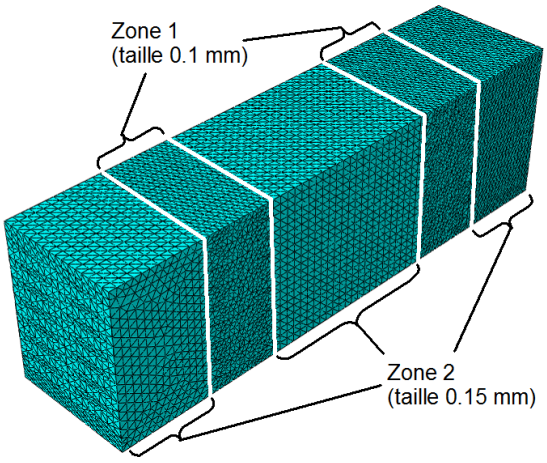

Figure 3.10 – Maillage final de la cellule

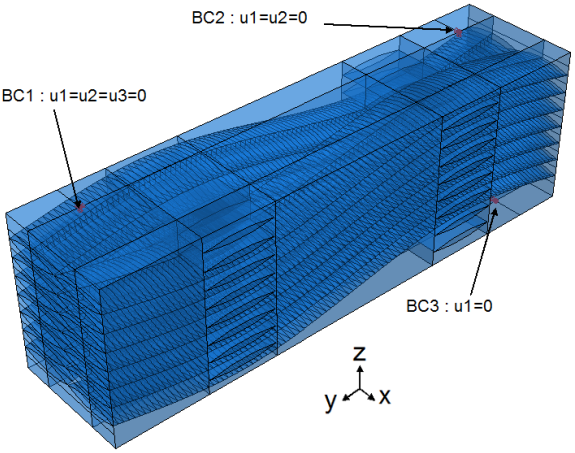

Figure 3.11 – Conditions aux limites contre les modes rigides

3.4 Validation de la méthode sur une géométrie simple

En amont du travail sur l'interlock, une validation préalable de la méthode d'homogénéisation périodique mise en œuvre est menée sur une structure géométriquement plus simple que l'interlock : l'âme d'un composite sandwich à renforts fibreux dans l'épaisseur Napco® (seule la géométrie de la cellule unité diffère entre les deux problèmes). Le sandwich se compose de deux peaux de mats de verre séparées par une âme en mousse de polyuréthane. Par la technologie d'aiguilletage Napco®, des fils des peaux sont implantés dans la mousse, suivant diverses configurations, permettant différentes densités de fils (Fig. 3.14). Les renforts dans l'épaisseur sont perpendiculaires aux deux peaux et sont considérés comme des unidirectionnels (UDs).

Ce cas d'étude permet de valider la démarche développée en comparant les résultats numériques obtenus avec les solutions de référence obtenues par Guilleminot et al. de manière analytique en utilisant le modèle de Mori-Tanaka [GUI, 2008]. L'analyse ne porte que sur l'âme renforcée, sans considérer les peaux. On suppose une configuration hexagonale des UDs (Fig. 3.15), qui permet d'identifier un comportement homogéne équivalent quasi-isotrope dans le plan, comme le suppose a priori le schéma de Mori-Tanaka. On choisit ensuite une cellule unité rectangulaire pour faciliter la définition des chargements et des conditions aux limites. La mousse est isotrope alors que les fils UDs imprégnés sont isotropes transverses. Les propriétés associées sont données dans le tableau 3.6.

Mousse Polyuréthane	E=9.2 MPa, ν=0
Fil UD imprégné	E_{plan}=4548 MPa, ν_{plan}=0.492 $E_{épaisseur}$=6834 MPa, $\nu_{épaisseur}$=0.39, $G_{épaisseur}$=1538 MPa

Tableau 3.6 – Propriétés des constituants de la mousse renforcée [GUI, 2008]

Figure 3.12 – Tenseurs, chargements appliqués et champs de déformation en membrane

Figure 3.13 – Tenseurs, chargements appliqués et champs de déformation en courbure

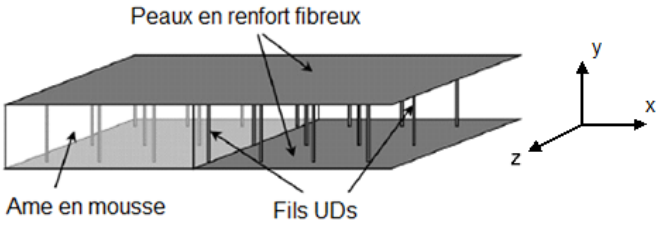

Figure 3.14 – Représentation du sandwich obtenu par aiguilletage Napco®

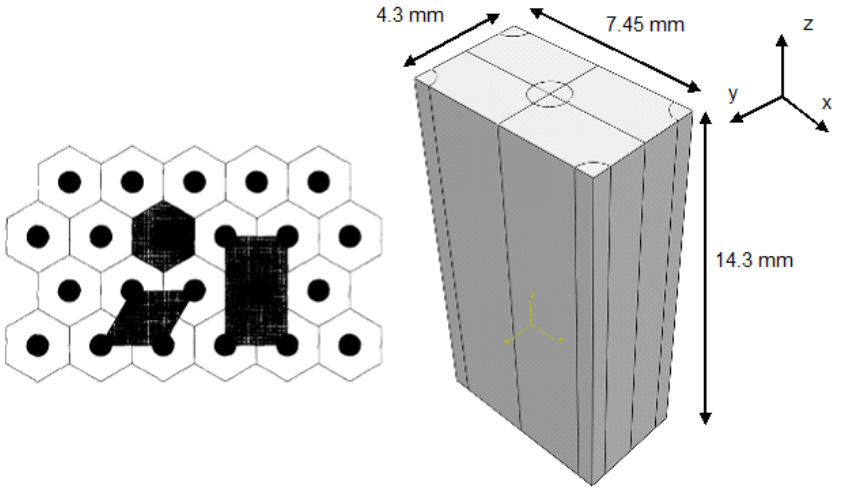

Figure 3.15 – Configuration hexagonale des UDs [MIC, 1999] et cellule unité choisie

La méthode d'homogénéisation périodique est appliquée sur la cellule unité de la mousse renforcée, pour trois différentes densités d'UDs. On obtient, entre autres, le module d'Young et le coefficient de Poisson équivalents dans le plan, que l'on peut comparer aux résultats obtenus par Guilleminot et al. (Tab. 3.7). On donne ici les résultats bruts. La méthodologie pour le calcul des modules effectifs a été détaillée dans le cas de l'interlock.

Les courbes des figures 3.16 et 3.17 montrent que les deux approches donnent des résultats très similaires (1% d'écart au maximum). On constate aussi que les modules d'Young et les coefficients de Poisson augmentent linéairement avec la densité des renforts UDs dans l'épaisseur de la mousse. Par rapport au module d'Young de la mousse, le modèle prédit que celui de la mousse renforcée équivalente dans le plan augmente de 2%, 7% et 15% pour une densité d'UDs de 1.2%, 4.3% et 9.4%, respectivement.

Densité		Homogénéisation périodique	Modèle de Mori-Tanaka [GUI, 2008]
d=1.2%	E	9.39 MPa	9.38 MPa
	ν	4.10^{-3}	$3.98.10^{-3}$
d=4.3%	E	9.89 MPa	9.88 MPa
	ν	$1.38.10^{-2}$	$1.4.10^{-2}$
d=9.4%	E	10.8 MPa	10.78 MPa
	ν	$2.96.10^{-2}$	$2.95.10^{-2}$

Tableau 3.7 – Constantes élastiques planes homogénéisées par les méthodes d'homogénéisation périodique et de Mori-Tanaka

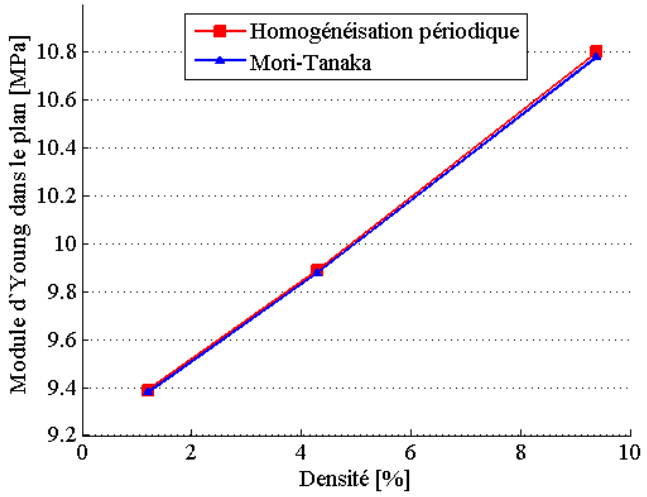

Figure 3.16 – Modules d'Young dans le plan en fonction de la densité des UDs

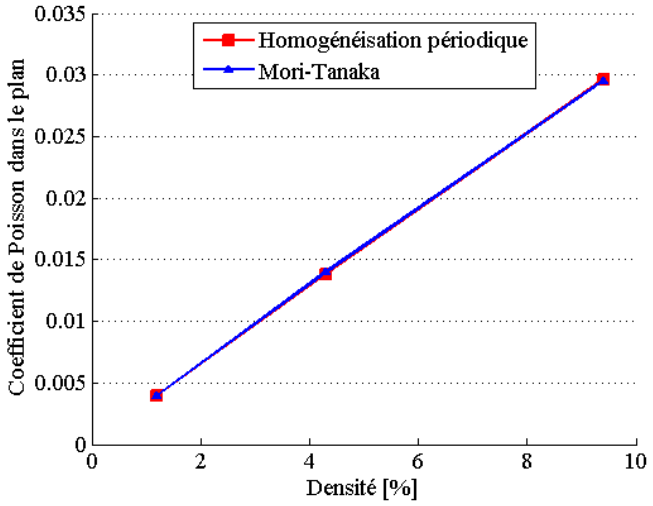

Figure 3.17 – Coefficients de Poisson dans le plan en fonction de la densité des UDs

Les modules effectifs de flexion obtenus sont très similaires à ceux de traction pour ce type de géométrie. Pour valider la méthode d'homogénéisation périodique en flexion, une comparaison est effectuée entre le comportement d'une plaque 2D équivalente et celui d'une plaque 3D hétérogène. Des chargements de flexion pure et de flexion simple sont appliqués et on compare les flèches obtenues. Les déplacements dus aux deux chargements sont tracés le long d'une génératrice pour les deux types de modèle (2D et 3D). On obtient des déplacements très proches (Fig. 3.18 et 3.19), en particulier pour la flexion simple, ce qui signifie que le cisaillement transverse n'a aucun effet sur ce type de composite (âme seule sans les peaux) et que le modèle de plaque équivalente de Kirchhoff-Love est suffisant. La déformée de la plaque 3D est présentée en figure 3.20.

Cette validation menée sur la mousse renforcée du sandwich Napco® montre une très bonne corrélation entre une plaque équivalente de Kirchhoff-Love et une plaque 3D hétérogène en traction et en flexion. Ceci tend à montrer que l'outil développé est applicable à de nombreuses géométries, allant de la plus simple à la plus complexe, et donc généralisable

au cas de l'interlock.

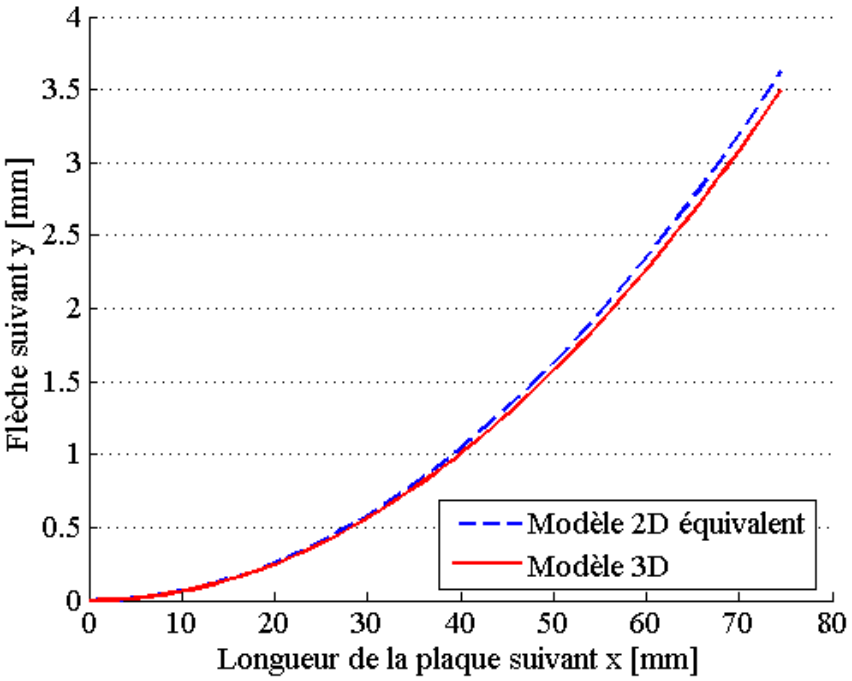

Figure 3.18 – Flèche de la mousse renforcée en flexion pure

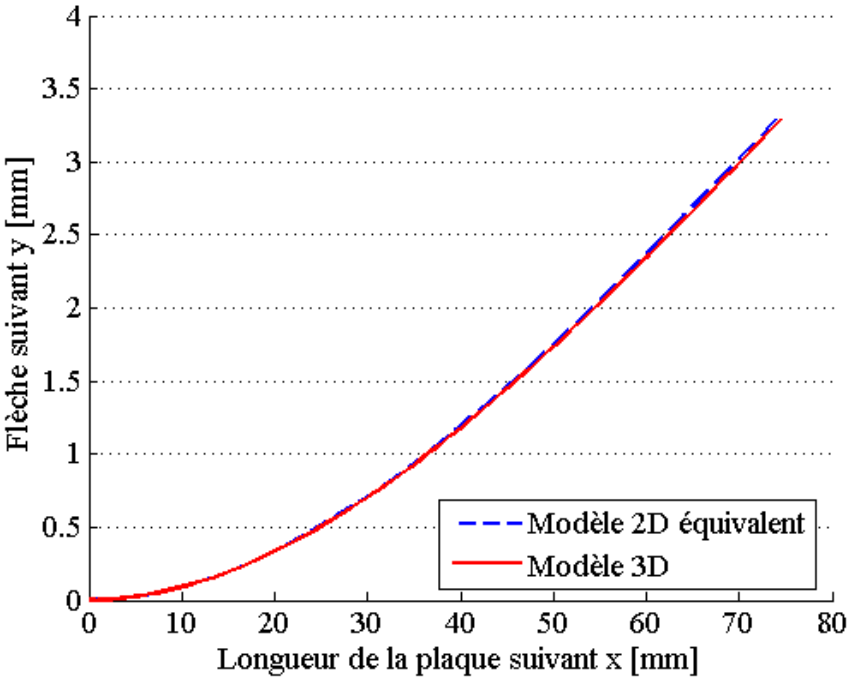

Figure 3.19 – Flèche de la mousse renforcée en flexion simple

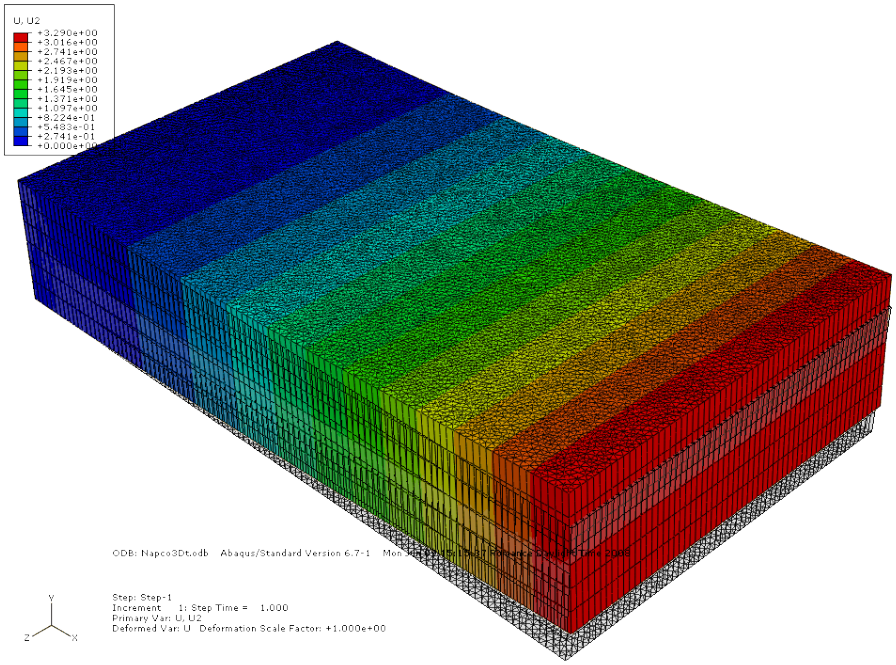

Figure 3.20 – Flexion simple de la mousse renforcée

3.5 Résultats numériques

Dans le cas de l'interlock, les simulations des 21 cas de chargement donnent 21 équations (cf. Eq. (3.8)) dont les 21 termes de la matrice de rigidité sont les solutions :

$$[C] = \begin{bmatrix} 51386 & 3113 & 3.88 & -11700 & -3362 & 3.40 \\ 3113 & 151925 & 56 & -8638 & -34406 & -13.9 \\ 3.88 & 56 & 6492 & -3.67 & -12.1 & -1118 \\ -11700 & -8638 & -3.67 & 35751 & 4858 & -18.4 \\ -3362 & -34406 & -12.1 & 4858 & 87346 & -27.6 \\ 3.40 & -13.9 & -1118 & -18.4 & -27.6 & 4333 \end{bmatrix} \tag{3.13}$$

On remarque que les termes de la matrice B et les termes A_{13}, A_{23}, D_{13} et D_{23} sont majoritairement faibles par rapport aux autres (négatifs ou nuls), à l'exception de B_{11} et B_{22} (déséquilibre en volume introduit par la nouvelle architecture étudiée). Le caractère négligeable de la matrice B indique le découplage entre les comportements en traction et en flexion. L'hypothèse de leur nullité est vérifiée dans le cas d'une architecture interlock équilibrée (fractions volumiques de fibres équivalentes dans les deux directions). De plus, le calcul des modules avec les termes de B nuls aboutissent aux mêmes valeurs qu'avec la matrice B ci-dessus. Les modules d'Young et de cisaillement et les coefficients de Poisson sont déterminés par les matrices de souplesse définies comme suit :

$$[A]^{-1} = \frac{1}{T}\begin{bmatrix} 1/E_1^m & -\nu_{21}^m/E_2^m & 0 \\ -\nu_{12}^m/E_1^m & 1/E_2^m & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12}^m \end{bmatrix} \quad [D]^{-1} = \frac{12}{T^3}\begin{bmatrix} 1/E_1^f & -\nu_{21}^f/E_2^f & 0 \\ -\nu_{12}^f/E_1^f & 1/E_2^f & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12}^f \end{bmatrix} \tag{3.14}$$

où T est l'épaisseur de la cellule unité et les indices m et f désignent respectivement les comportements en traction et en flexion. Finalement, on obtient les constantes élastiques

équivalentes du composite 3D interlock, en différenciant les comportements en traction et en flexion :

$$E_1^m = 17303 \text{ MPa} \qquad E_1^f = 16318 \text{ MPa}$$
$$E_2^m = 51116 \text{ MPa} \qquad E_2^f = 39867 \text{ MPa}$$
$$G_{12}^m = 2189 \text{ MPa} \qquad G_{12}^f = 1993 \text{ MPa}$$
$$\nu_{12}^m = 0.0205 \qquad \nu_{12}^f = 0.0556$$
$$\nu_{21}^m = 0.0606 \qquad \nu_{21}^f = 0.135$$

où 1 est la direction chaîne, 2 la direction trame et 12 le plan de référence. On constate que la direction trame est plus rigide que la direction chaîne. La forte fraction volumique des fils de trame compense largement la diminution de leur propriété due à leur inclinaison et à l'endommagement lors du tissage et explique la forte rigidité dans cette direction.

3.5.1 Comparaison analytique / numérique

Après avoir déterminé les constantes d'élasticité équivalentes, il est nécessaire de vérifier leur exactitude. Le but est de comparer les réponses en déplacement, dues à des chargements de traction, de flexion et de cisaillement, de la structure 3D hétérogène (une cellule unité ou une plaque de périodicité de deux ou quatre cellules dans les directions trame ou chaîne) et celles d'une plaque 2D équivalente de mêmes dimensions, affectée des coefficients obtenus. Les calculs de structure 3D sont limités par la capacité mémoire, le nombre d'éléments générés et donc par la taille des plaques. Mais plus la taille est faible, plus les effets de bord sont importants. La taille de la structure est donc guidée par la minimisation du nombre d'éléments permettant d'aboutir à la convergence des calculs et par la minimisation des effets de bords (augmentation du nombre d'éléments).

La première possibilité de modélisation est de dupliquer la cellule une ou trois fois, et de fusionner les 2 ou 4 cellules ensemble. Mais la plaque finale ne possède plus l'isotropie transverse des fils car les repères locaux et les attributions de propriétés sont supprimés lors de la fusion. Une autre solution est la création directe de la plaque aux dimensions désirées, soit avec 2 ou 4 périodes. La même démarche de création que pour la cellule est appliquée pour la plaque. L'opération d'attribution des propriétés matériaux est évidemment plus longue, car cette fois sont créés 2800 ou 5600 repères locaux. Le maillage s'appuie sur le même type de partition que pour la cellule unité, au niveau de l'intersection des fils, afin d'attribuer moins d'éléments aux autres zones matricielles. Le tableau suivant présente les différentes tailles de maillage, le nombre d'éléments associés et le nombre de *warnings* relevés (éléments distordus possédant un angle de coin excessivement petit ou grand). Ces derniers peuvent s'avérer être rédhibitoires pour la convergence des calculs s'ils sont nombreux.

	Maillage global		Maillage adapté	
	Taille d'élément	Nombre d'éléments (warnings)	Taille d'élément	Nombre d'éléments (warnings)
4 cellules	0.49 mm	329477 (116833)	0.1/0.2 mm	814332 (37882)
	0.3 mm	497974 (31398)		
2 cellules	-	-	0.1/0.2 mm	695515 (35675)
			0.075/0.15 mm	1022872 (39422)
1 cellule	-	-	0.1/0.15 mm	383457 (20100)

Tableau 3.8 – Nombres d'éléments selon la taille de la structure 3D

Les calculs sur 4 cellules ne convergent pas. Le nombre de cellules oblige un maillage grossier pour limiter le nombre d'éléments, ce qui augmente le nombre d'éléments distordus (2 premières cases du Tab. 3.8). Une solution est d'adapter le maillage comme pour la cellule unité, mais le nombre d'éléments devient alors très important, empêchant aussi la convergence. La structure 3D est donc réduite de deux cellules jusqu'à son minimum, c'est-à-dire la cellule unité (Fig. 3.21 et 3.22). La convergence des calculs est alors assurée mais les effets de bords sont présents. Les résultats suivants montrent l'influence de la taille de la structure et sont comparés à ceux de la plaque équivalente 2D.

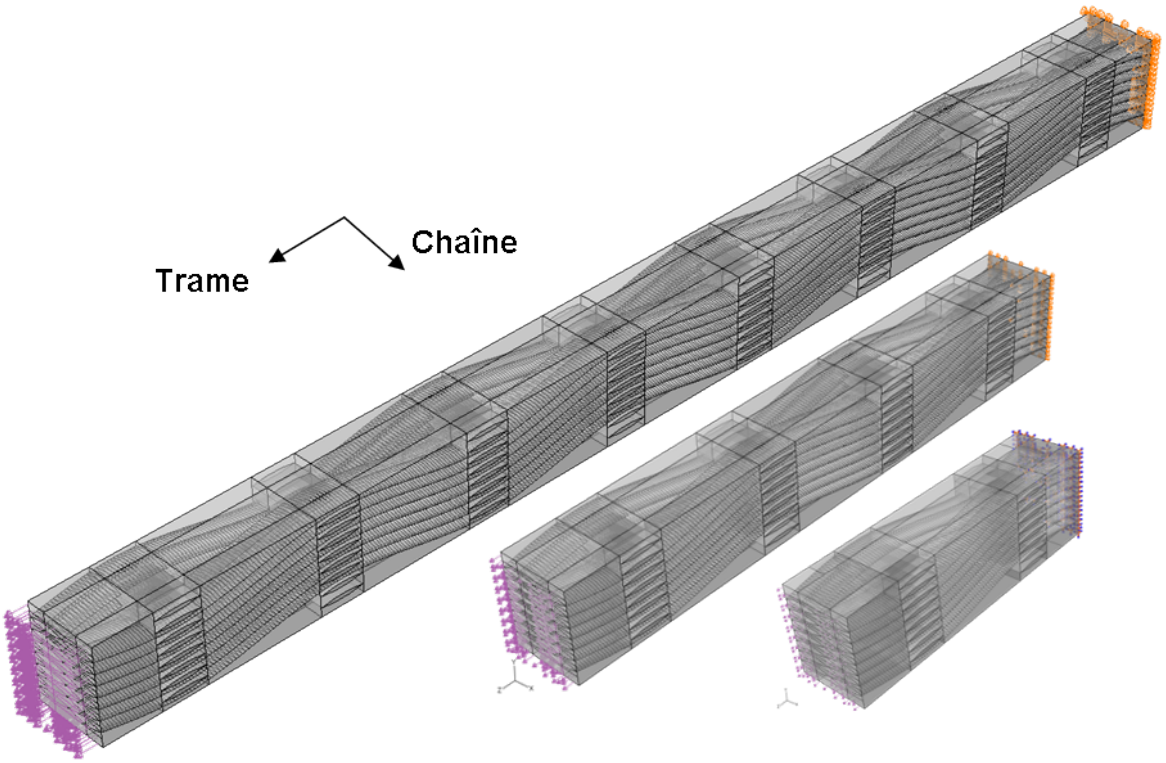

Figure 3.21 – Structures 3D composées d'une, deux ou quatre cellules dans la direction trame

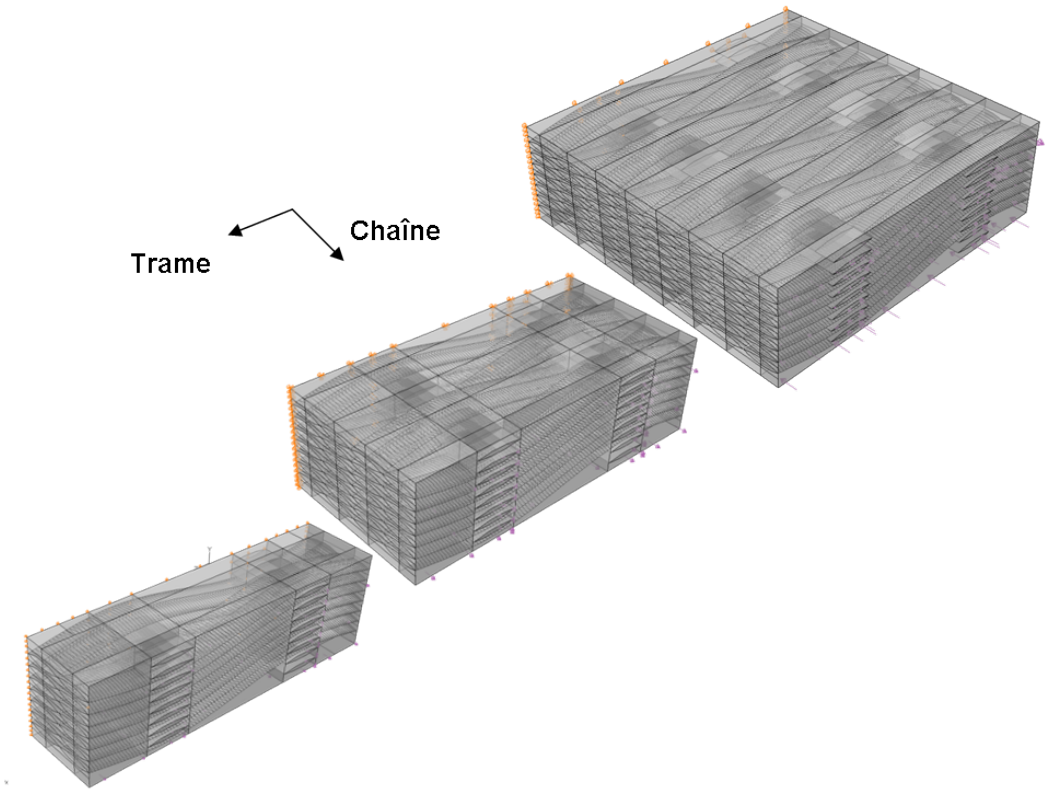

Figure 3.22 – Structures 3D composées d'une, deux ou quatre cellules dans la direction chaîne

En traction dans la direction trame, une structure de quatre cellules dans la direction de trame aboutit à un calcul inachevé (2% du calcul aboutit à une contrainte maximale atteinte de 21.7 MPa). Les calculs sur deux cellules et une cellule sont menés jusqu'à cette contrainte. Les allongements dans la direction de traction sont comparés à un calcul analytique, se basant sur la loi de Hooke et le module équivalent déterminé (Fig. 3.23). Les valeurs des allongements sont prélevées sur une face extérieure latérale le long de la structure. Pour un nombre croissant de cellules, l'erreur en bout de plaque est de 43%, 35% et 21%, respectivement. Cette décroissance tend à montrer l'intérêt de l'utilisation de structures de grandes dimensions, afin de garantir la séparation des échelles traduite par la condition (l«1, cf. §3.2.2) et de confirmer l'exactitude de l'équivalence de la plaque 2D pour le module d'Young. Les oscillations des courbes numériques 3D sont dues aux points de mesure près des fils de chaîne, plus rigides que la matrice. Dans la direction de chaîne, le passage d'une à deux cellules permet de décroître l'erreur en bout de plaque de 73% à 13%, prouvant également la justesse de l'équivalence (Fig. 3.24 et 3.25). L'allongement 3D de la figure 3.25 s'éloigne en fin de courbe, cette augmentation locale s'explique par des effets de bord dans la matrice.

En flexion pure, un moment est appliqué en bout de structure. Dans la direction de trame, la courbe de flèche de la cellule unité 3D est proche de la courbe analytique 2D (modèle de plaque 2D ayant les propriétés équivalentes en flexion) avec un maximum de 13% (Fig. 3.26). Le passage à deux cellules permet de se rapprocher légèrement de la courbe 2D (11% en Fig. 3.27). L'augmentation locale en bout de structure correspond à un point de mesure dans la matrice. Dans la direction de chaîne, seule la structure à deux

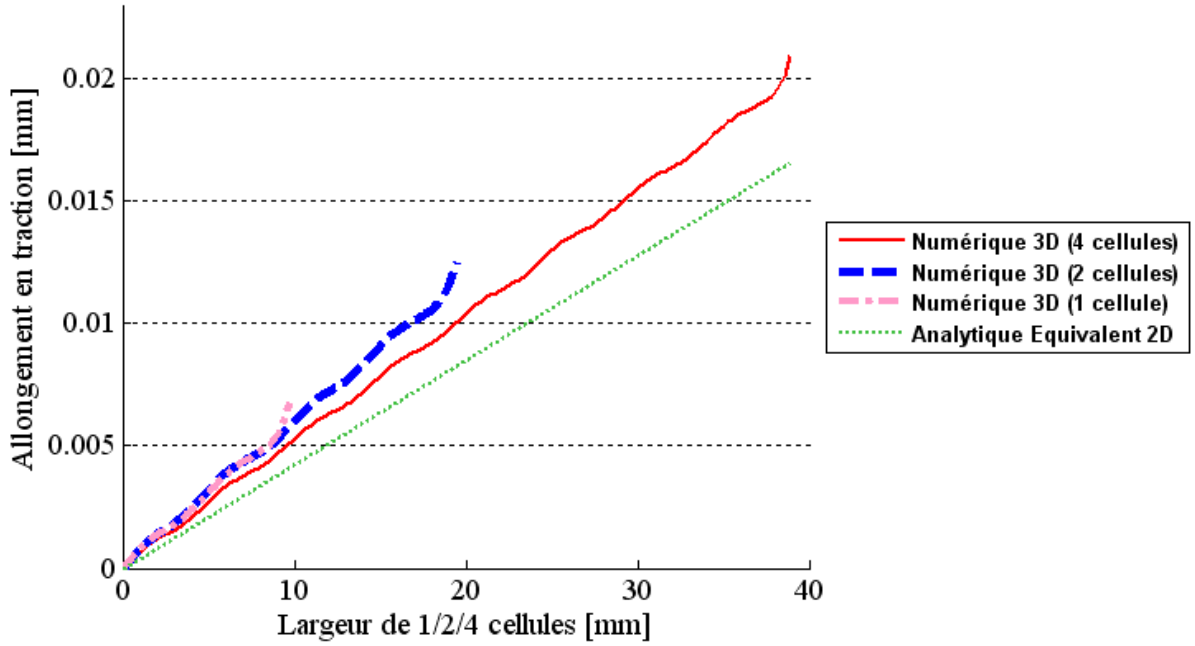

Figure 3.23 – Comparaison numérique 3D/analytique en traction de 1, 2 et 4 cellules dans la direction trame

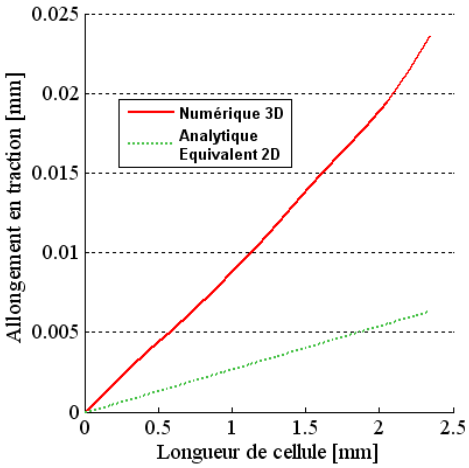

Figure 3.24 – Comparaison numérique 3D/analytique en traction d'une cellule dans la direction chaîne

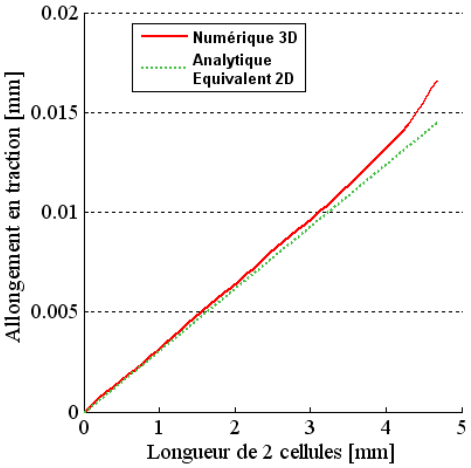

Figure 3.25 – Comparaison numérique 3D/analytique en traction de 2 cellules dans la direction chaîne

cellules est soumise à la flexion, montrant également une bonne corrélation (22% d'erreur maximale avec la courbe analytique 2D).

En flexion simple, pour deux cellules, la courbe de flèche équivalente 2D diffère de 22% dans la direction trame et double la différence constatée dans le cas de la flexion pure (Fig. 3.28). Dans la direction chaîne, l'écart est de 60% cette fois (Fig. 3.29). Ces écarts accrus en flexion simple sont dus aux efforts tranchants qui ne sont pas pris en compte lors de la détermination des modules équivalents pour un modèle de Kirchhoff-Love.

En cisaillement, dans la direction de trame, la plaque équivalente présente le même comportement que la structure 3D (une ou deux cellules) avec moins de 15% d'erreur car

la distance entre la surface chargée et la surface encastrée est faible. Il en est de même dans la direction chaîne pour deux cellules (Fig. 3.31) mais pour une seule cellule, l'écart est de 42% (Fig. 3.30). L'ajout de la seconde cellule dans la direction de chaîne résiste au cisaillement.

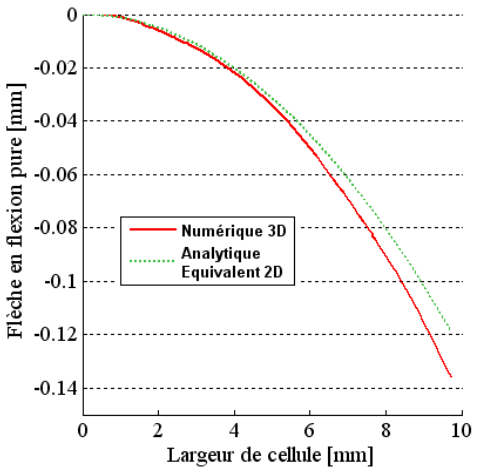

Figure 3.26 – Comparaison numérique 3D/analytique en flexion pure d'une cellule dans la direction trame

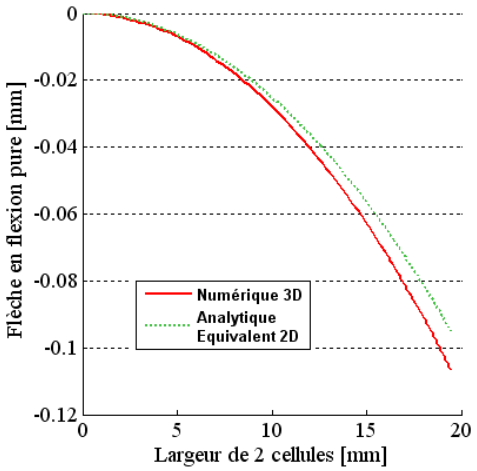

Figure 3.27 – Comparaison numérique 3D/analytique en flexion pure de 2 cellules dans la direction trame

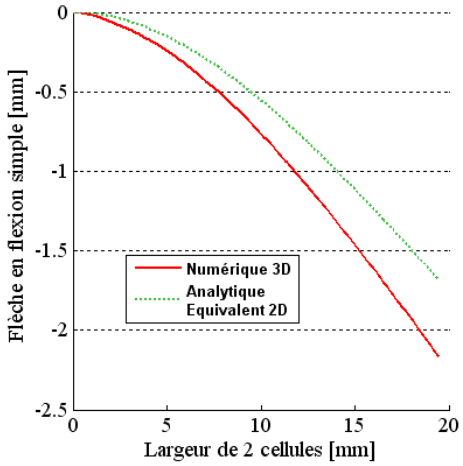

Figure 3.28 – Comparaison numérique 3D/analytique en flexion simple de 2 cellules dans la direction trame

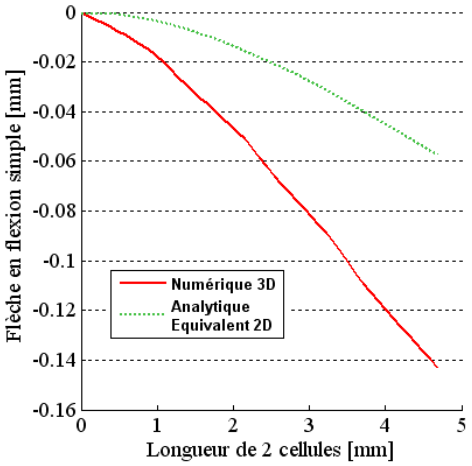

Figure 3.29 – Comparaison numérique 3D/analytique en flexion simple de 2 cellules dans la direction chaîne

Une dernière analyse est effectuée. Les modules équivalents numériques en traction sont comparés à ceux obtenus par la loi des mélanges (pour la direction chaîne car les fils sont droits), la formule de Krenchel (pour les fils de trame car ils sont ondulés) et les fractions volumiques de fils (cf. §3.1). On constate ici que les écarts sont faibles dans les deux directions de traction car les fractions volumiques de fils sont identiques dans les deux méthodes de calcul (Tab. 3.9). Dans la direction chaîne, le module numérique est légèrement supérieur car il y a prise en compte de l'effet des fils de trame. En effet, un

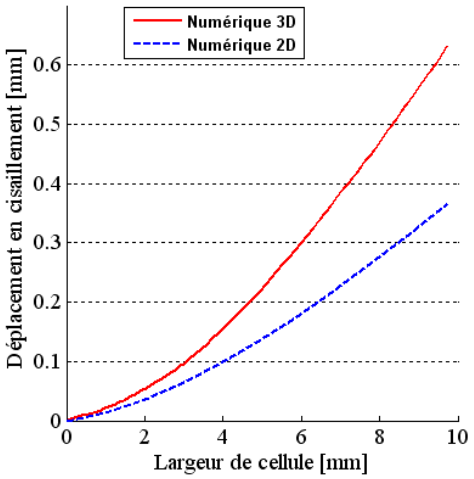

Figure 3.30 – Comparaison numérique 3D/numérique 2D en cisaillement d'une cellule dans la direction chaîne

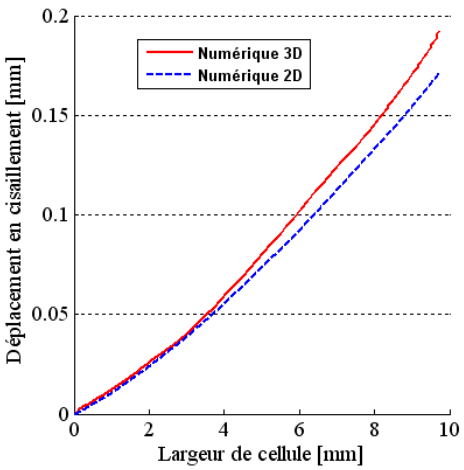

Figure 3.31 – Comparaison numérique 3D/numérique 2D en cisaillement de 2 cellules dans la direction chaîne

calcul d'homogénéisation périodique sur une cellule composée uniquement de fils de chaîne donne un module de traction en chaîne de 15.5 GPa, soit 0.7% d'erreur avec le module analytique. Dans la direction trame, la formule de Krenchel, prenant en compte l'inclinaison des fils, est appliquée pour déterminer le module. L'angle étant faible, l'abattement du module est faible : le fil peut être supposé comme droit. Dans l'approche numérique, la même hypothèse peut être faite, ramenant le fil à un unidirectionnel sans aucune liaison avec les fils de chaîne. En effet, un calcul numérique d'une cellule constituée seulement de fils de trame aboutit à un module équivalent de 50 GPa, démontrant la faible influence des fils de chaîne sur le comportement global dans le cas spécifique du composite étudié. Les deux méthodes sont équivalentes dans le cas particulier de cet interlock.

Au final, la loi des mélanges (classique dans la direction de chaîne et avec la correction de Krenchel dans la direction de trame) aboutit à des valeurs proches des résultats numériques. Ceci est principalement dû à l'architecture particulière étudiée où l'inclinaison est faible, permettant d'assimiler les fils de trame à des UDs. Or la loi des mélanges considère uniquement la fraction volumique de fibres dans la direction du module calculé. Elle ne traduit pas la géométrie. Ce manque peut être mis en évidence pour une architecture où l'angle est plus grand (fils de chaîne plus rapprochés), la formule de Krenchel aboutit à un module plus faible (coefficient η lié à l'angle), toujours sans considérer les fils de chaîne. Dans la méthode d'homogénéisation périodique, le renfort complet est considéré, faisant intervenir l'entrelacement des fils et limitant ainsi l'abattement du module (la chaîne agit plus sur le comportement d'une trame très ondulée que sur celui d'une trame faiblement ondulée, en empêchant leur alignement).

	Analytique	Numérique
Chaîne	15370 MPa	17303 MPa (+12%)
Trame	54365 MPa	51116 MPa (-6%)

Tableau 3.9 – Modules analytiques et numériques équivalents en traction

En conclusion de cette partie, les propriétés élastiques équivalentes obtenues semblent

en bonne cohérence avec les simulations de structures 3D, en traction, flexion pure et cisaillement. Pour des raisons de ressources informatiques, ces modélisations de plaques ne permettent pas à ce stade de rendre parfaitement compte de l'exactitude des résultats mais fournissent déjà une tendance relativement précise. Il est également mis en évidence l'importance des efforts tranchants dans les cas de flexion simple, devant être intégrés par la suite dans la démarche de résolution en augmentant au deuxième ordre les développements asymptotiques des champs de contraintes, de déformations et de déplacements.

A présent, les modules élastiques sont confrontés aux résultats expérimentaux.

3.5.2 Comparaison numérique / expérimentale

Dans cette partie, seuls les modules en traction et en flexion dans les deux directions du tissu sont comparés et sont rappelés dans le tableau 3.10.

L'endommagement des fils de trame joue un rôle sur la précision des résultats numériques par rapport aux valeurs expérimentales. Pour cela, la méthode d'homogénéisation est appliquée sur une cellule unité où tous les fils sont intacts, leur module d'Young est donc pris égal à 187 GPa. Seuls les modules équivalents longitudinaux dans les deux directions et leurs écarts avec les modules numériques précédents sont regroupés dans le tableau 3.11.

	Traction		Flexion	
	Expérimental	Numérique	Expérimental	Numérique
Chaîne	12315 MPa	17303 MPa (+30%)	17302 MPa	16318 MPa (-8%)
Trame	64474 MPa	51116 MPa (-20%)	58105 MPa	39867 MPa (-32%)

Tableau 3.10 – Modules expérimentaux et numériques équivalents en traction et flexion

	Traction		Flexion	
	Numérique (fils intacts)	Ecart	Numérique (fils intacts)	Ecart
Chaîne	17307 MPa	0.1%	16337 MPa	0.2%
Trame	54976 MPa	7%	42783 MPa	7%

Tableau 3.11 – Modules numériques équivalents en traction et flexion (fils tous intacts)

Dans la direction de chaîne, les modules sont inchangés ($<$0.2% de différence) car le module transverse des fils de trame, endommagés ou non, reste le même. Dans la direction de trame, l'endommagement des fils diminue le module équivalent de 7% en traction, comme en flexion. La prise en compte de l'endommagement des fils n'améliore pas la qualité des résultats numériques par rapport aux résultats expérimentaux.

En effet, les courbes en traction et en flexion des figures 3.32 et 3.33 montrent cette tendance. Dans la direction de chaîne, la corrélation en flexion est satisfaisante mais reste à améliorer en traction grâce à une modélisation plus fine des fils de chaîne (compaction,

variation locale de section). Dans la direction de trame, quel que soit le cas de chargement considéré, les modules numériques (avec ou sans usure des fils) sous-estiment les valeurs expérimentales.

L'approche numérique utilisée dans ce travail se base sur trois axes :

- une méthode d'homogénéisation périodique validée sur une structure sandwich simple ;
- des données matériaux traduisant le caractère unique du composite à partir d'essais de caractérisation (propriétés et dimensions mesurées au Chap. 2) ;
- une modélisation géométrique se basant sur le point précédent mais supposant encore certaines hypothèses (imbrication, section variable).

L'origine de l'écart de la comparaison numérique/expérimentale est à rechercher au niveau de ce dernier point, dont l'importance a été soulignée tout au long de ce travail. L'amélioration la plus évidente pour une meilleure corrélation expérimentale est liée aux fractions volumiques de fils dans la cellule. En effet, les fractions volumiques de fibres sont mesurées dans les directions chaîne (7%) et trame (35%) (cf. §2.5 en p.70). Ces mêmes fractions dans le modèle numérique se basent sur les mesures des dimensions du composite (cf. §2.4 en p.70) et des fractions volumiques de fibres dans les fils (cf. §2.5 en p.71), pour avoir au final en chaîne 4.4% et en trame 19%. Les deux jeux de valeurs ne correspondent pas. Pour conserver les mêmes fractions volumiques de fibres dans la cellule, sans changer les dimensions des fils, il faut augmenter la fraction volumique de fils dans la cellule. Or, l'imbrication des fils, due au tissage et accentuée par le procédé d'infusion, a été négligée (cf. §1.2.3 en p.20). Elle traduit le désalignement vertical des fils de chaîne d'une même colonne. Sa prise en compte dans la modélisation géométrique permettrait donc de diminuer le volume global de la cellule en agençant les fils de manière plus compacte.

Par ailleurs, les calculs ont été menés en considérant des sections de fil constantes, ce qui ne doit pas être le cas [SHE, 2007]. Cette approximation peut elle aussi avoir une incidence sur la précision des calculs.

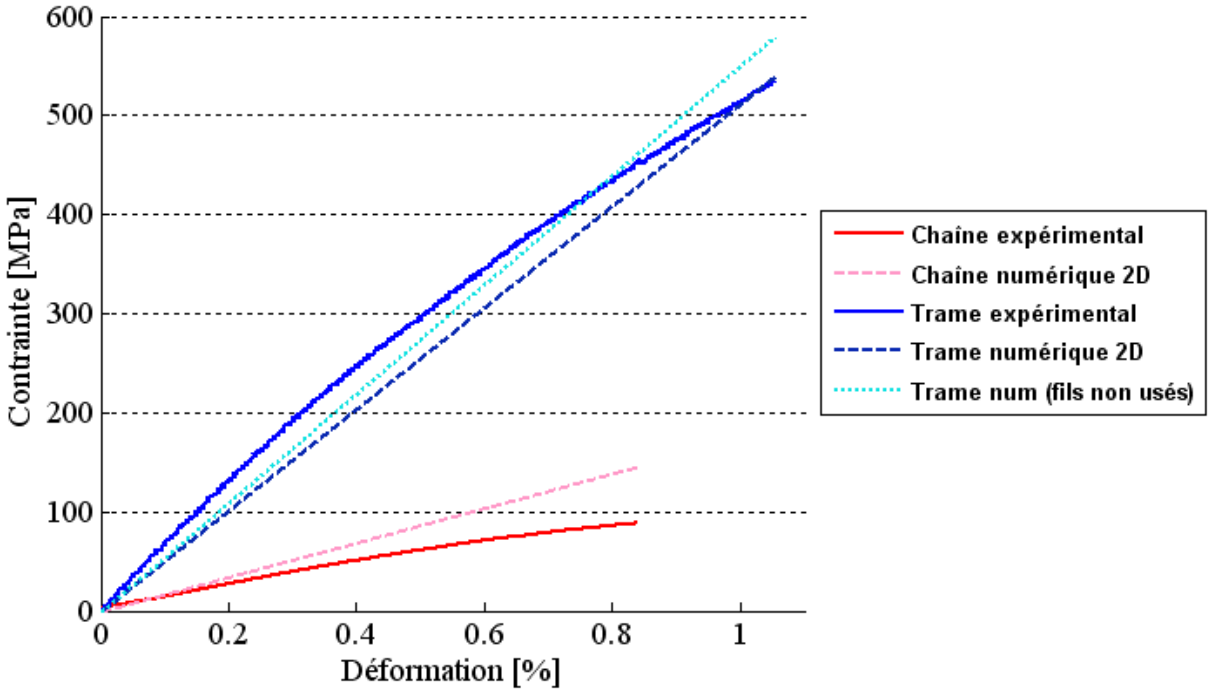

Figure 3.32 – Comparaison expérimentale/numérique en traction dans les directions chaîne et trame

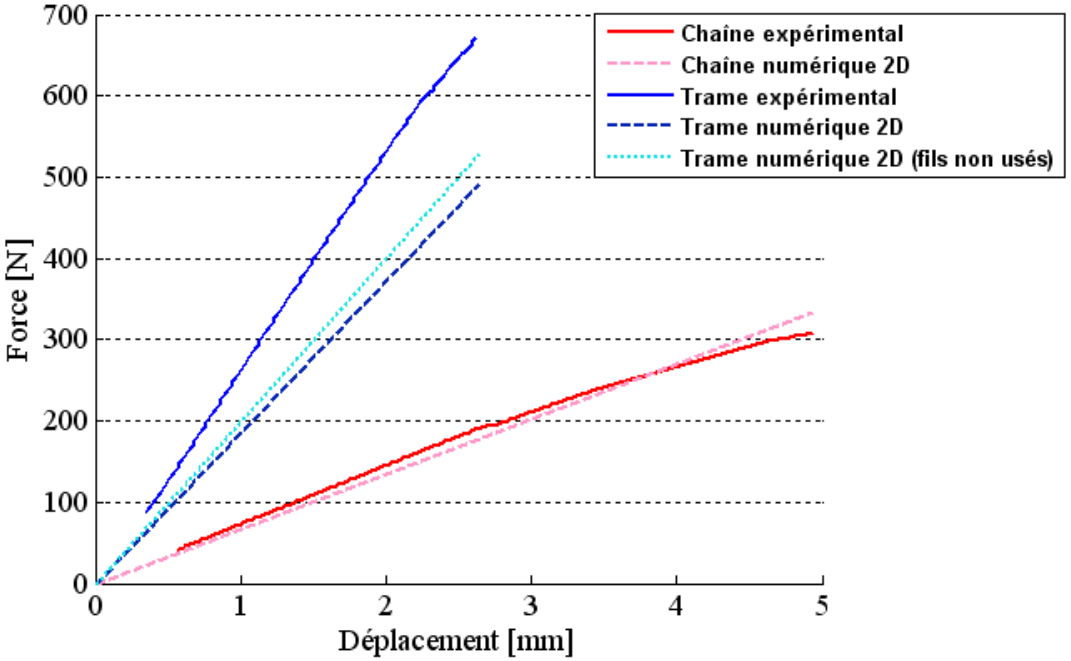

Figure 3.33 – Comparaison expérimentale/numérique en flexion dans les directions chaîne et trame

3.6 Conclusions de l'étude numérique du comportement élastique

Ce chapitre présente un outil numérique, permettant de déterminer les propriétés élastiques équivalentes d'un composite 3D interlock. La méthode d'homogénéisation périodique utilisée donne des résultats précis, pour une géométrie réaliste (dimensions et propriétés matériaux mesurées) mais qui néglige encore l'écrasement local et l'imbrication des fils (pouvant être introduits ultérieurement mais nécessitant une étude statistique représentative des différents cas possibles). Le programme développé permet la génération automatique d'une cellule unité, permettant de faire varier les paramètres géométriques. De nombreuses difficultés sont apparues (création des fils liants, propriétés isotropes transverses, maillage et capacité de calcul). L'intérêt d'un tel outil est évident au vu des différents types d'architecture possibles, succeptibles d'être modifiés au cours de la fabrication du composite. Le renfort particulier analysé dans cette étude pose les bases d'un développement encore plus générique.

La comparaison avec un modèle 3D reste limitée par la taille de la structure et la puissance de calcul mais une bonne estimation de l'exactitude des propriétés équivalentes est déjà possible. Une première amélioration peut être apportée sur le maillage, en l'adaptant encore plus finement dans certaines zones délicates. Il est également mis en évidence la nécessité de prendre en compte le cisaillement transverse.

La comparaison expérimentale démontre une corrélation raisonnable mais pouvant être affinée. Elle met en avant les manques du modèle numérique développé (imbrication, compaction, sections), qu'il est important de considérer par la suite grâce à des observations et des études statistiques.

Chapitre 4

Etude de l'endommagement d'un composite 3D interlock

Les composites à structure 3D, et en particulier à structure interlock, possèdent une tenue améliorée au délaminage, aux chocs et aux impacts. Leur réponse à ces sollicitations est complexe à cause de leur morphologie et des différents modes d'endommagement mis en jeu. Ce dernier chapitre s'intéresse donc à l'endommagement des composites interlocks, sous chargement statique, dans le prolongement de l'étude du comportement mécanique élastique.

Tout d'abord, parmi les multiples types d'endommagement liés à un tel matériau, un mode spécifique est retenu : la décohésion fil/matrice. Elle est simulée numériquement par la méthode éléments finis sous Abaqus, dont les spécificités sont présentées au paragraphe 4.2. Une analyse préliminaire utilisant la technique de modélisation choisie est menée sur le composite sandwich Napco®, qui possède une géométrie plus simple que celle de l'interlock. Cette première étude, effectuée ici en 2D, permet d'identifier les difficultés d'un tel calcul et de déterminer l'influence des paramètres de décohésion sur la réponse globale du matériau. Enfin, la démarche mise en place est appliquée au cas de l'interlock considéré, impliquant une modélisation géométrique spécifique. Cette partie a pour but de mettre en évidence l'initiation et la propagation de l'endommagement par l'intermédiaire de la décohésion fil/matrice, avec sa localisation et ses valeurs seuil associées.

4.1 Endommagement dans les composites interlocks

L'initiation et la propagation de l'endommagement sont des phénomènes très complexes à déceler, à analyser et à modéliser car ces mécanismes se produisent à l'intérieur même du composite et non en surface. Ceci est encore plus vrai dans le cas d'un composite interlock en raison de l'entrelacement des fils. Plusieurs questions se posent alors : L'endommagement s'initie-t-il à l'interface fil/matrice, par fissuration de la matrice ou rupture du fil ? Une fissure se propage-t-elle le long d'un fil ou dans la matrice ?

Les applications, et les sollicitations principales associées, de ces composites apportent

quelques éléments de réponse. En général, ce sont des chocs à faible ou grande vitesse, ou des impacts balistiques. Ils impliquent donc des modes de rupture en flexion : en compression sur la face supérieure et en tension sur la face inférieure.

En tension, les principaux phénomènes d'endommagement d'un composite interlock d'angle couche-à-couche en carbone/époxy sont la fissuration de la matrice, la rupture des fils et leur arrachement [COX, 1994b]. La complexité des mécanismes de rupture réside dans leur chronologie et leurs relations mutuelles : la matrice se fissure en premier car sa résistance est plus faible que celle des fils ; dans un même temps, les fils liants s'alignent et un phénomène de décohésion intervient à l'interface fil/matrice et rejoint la fissuration matricielle. Les fils alignés rompent en dernier et subissent finalement un arrachement. Le même type d'endommagement intervient en flexion : la rupture en tension des fils sur la face inférieure, précédée par l'écrasement des fils sur la face supérieure. De plus, les composites à renforts orthogonaux, similaires aux interlocks d'angle, soumis à des impacts à basse vitesse, présentent eux aussi une décohésion fil/matrice et une rupture en tension des fils sur la face inférieure [BAU, 2005].

Le phénomène de friction, déjà évoqué dans l'état de l'art, est important à considérer (cf. §1.3.4 et [MCG, 2003]). A la rupture d'un fil, ce dernier se désolidarise de la matrice environnante, près du lieu de rupture. Le fil glisse suivant cette zone, auquel s'oppose une force de frottement. La friction agit donc comme une force d'équilibre. Ce phénomène est plus accentué pour un fil ondulé. Il est lié à la décohésion mais n'est pas prise en compte dans cette étude, car sa quantification est difficile, de manière générale, et encore plus dans le cas des fils ondulés des interlocks.

Lors de l'analyse des plaques infusées (cf. §2.3.2), la présence de concentrations de porosités au niveau des zones de croisement entre les fils de chaîne et de trame a été mentionnée. Elles peuvent être à la cause d'initiation de la décohésion.

Au vu des phénomènes répertoriés dans les travaux précédents, il apparaît que la décohésion fil/matrice dans un composite 3D interlock est l'un des premiers modes d'endommagement rencontré. Elle est caractéristique des fils liants qui, une fois soumis à un chargement (traction ou compression), se déforment et causent ainsi la décohésion à l'interface (moins rigide que les fils) avec la résine, menant à la fissuration de la matrice. Elle affecte également les autres fils, transverses, à cause de leur entrelacement. La décohésion fil/matrice est donc souvent liée à des modes plus communs, comme la rupture des fils ou la fissuration de la matrice, qui ont déjà fait l'objet de nombreux travaux dans la littérature. L'étude de la décohésion, à l'aide d'outils récents, est donc menée dans ce chapitre car elle participe grandement à la ruine du matériau.

4.2 Modélisation de la décohésion sous Abaqus

La décohésion étudiée se produit à l'interface entre les fils et la matrice. De nombreux auteurs ont montré qu'il existe une région, proche de cette interface, de structure et de composition particulière, mélangeant les deux constituants de base [DRZ, 2000]. Cette zone est appelée interphase et inclut l'interface (surface de contact entre fibres et matrice) mais

aussi une région d'épaisseur finie s'étendant des deux côtés de l'interface, à la fois dans les fibres et dans la résine. Le pouvoir d'adhésion entre les fibres et la matrice et la morphologie de cette interphase jouent un rôle sur les propriétés mécaniques ultimes du matériau, quel que soit le mode de sollicitation. Les énergies de surface des constituants et les liaisons chimiques établies dans cette zone affectent leur adhésion. Ces dernières sont créées au cours de la réticulation de la résine. Les différences de propriétés thermomécaniques entre les phases sont à l'origine de la création de contraintes résiduelles dans l'interphase, qui nuisent à l'intégrité structurelle.

Cependant, dans cette étude conduite à l'échelle mésoscopique, les éventuels gradients de propriétés à l'échelle microscopique dans la zone interfaciale ne sont pas incorporés dans l'analyse. C'est pour cela que seule l'interface géométrique, c'est-à-dire la surface entre fibres et résine, est étudiée par la suite. De plus, ce choix est guidé par les outils utilisés pour en faciliter la modélisation.

Il existe différentes manières de modéliser une interface et son comportement cohésif sous Abaqus (délaminage, décohésion, propagation de fissure) [ABA, 2009]. La représentation géométrique peut se faire par l'intermédiaire :

- d'éléments cohésifs (éléments volumiques pouvant avoir une épaisseur nulle) ;
- de surfaces cohésives (porteuses d'interactions entre les deux domaines contigus).

La seconde technique est plus facile à mettre en place et permet de modéliser un plus grand nombre d'interactions cohésives. Elle se base uniquement sur deux surfaces à mettre en interaction et non sur la définition d'une région au voisinage de l'interface à l'aide d'éléments cohésifs de taille faible, augmentant ainsi le nombre total d'éléments. De plus, l'épaisseur de l'interface est considérée comme nulle, ce sont donc des **surfaces cohésives** qui sont choisies. Le comportement de la zone cohésive est soumis au critère décisif de l'épaisseur de l'interphase. On a le choix entre :

- une approche continue et des propriétés matériaux macroscopiques (modules et résistances) si l'épaisseur est finie ;
- une **loi de comportement en traction-séparation** si l'épaisseur est négligeable, voire nulle, ce qui est le cas dans cette étude.

Ce type de comportement est déjà utilisé avec succès pour l'initiation et la propagation de rupture de l'interface fibres/matrice d'un composite carbone/carbone [VEN, 2007] ou d'un composite carbone/époxy [RAG, 2005]. L'objectif est de remplacer un phénomène de décohésion complexe entre deux matériaux par une loi de comportement simple, reliant les efforts de traction à l'ouverture géométrique au niveau de l'interface. Ce mécanisme d'endommagement se produit et se propage uniquement dans des zones pré-définies par la présence d'éléments ou de surfaces de cohésion.

Le principe des surfaces cohésives est de lier deux surfaces entre elles (une "maître" et une "esclave") par une propriété d'interaction, définie par des déplacements relatifs entre les nœuds de la surface esclave et leurs projections correspondantes sur la surface maître. Ces surfaces sont régies par une loi de traction-séparation, comportant un critère d'initiation d'endommagement et des lois d'évolution de l'endommagement. Des propriétés matériaux relatives au comportement élastique et à l'endommagement leur sont attribuées.

Le modèle de traction-séparation suppose un **comportement initial élastique linéaire**, reliant les contraintes normale σ_n et de cisaillement σ_s et σ_t aux ouvertures normale δ_n et en cisaillement δ_s et δ_t de l'interface par :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_n \\ \sigma_s \\ \sigma_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} \tag{4.1}$$

où $[K]$ est la matrice de rigidité élastique de l'interface. On suppose ici le découplage entre la composante normale et les composantes tangentielles, et seuls sont définis les termes diagonaux. Les composantes de raideur sont définies par $K_{ii} = \frac{E_{ii}}{T_0}$, où E_{ii} est le module d'Young dans la direction considérée et T_0 est l'épaisseur initiale de l'interface. Or dans le cas des surfaces, l'épaisseur est nulle, la valeur de raideur est donc très élevée (de l'ordre de 10^6 N/mm^3 selon [BER, 2009]).

La modélisation de l'endommagement permet de rendre compte de la dégradation et de la rupture éventuelle de l'interface entre les deux surfaces cohésives. Elle est caractérisée par un critère d'initiation d'endommagement et une loi d'évolution de l'endommagement.

Critère d'initiation

Il y a amorce de l'endommagement lorsque les contraintes nominales et/ou les ouvertures nominales au niveau de l'interface satisfont une relation donnée. C'est le début de la dégradation du matériau cohésif. Quatre critères sont disponibles sous Abaqus :

- un critère en contrainte maximale : l'endommagement s'initie lorsque l'une des trois contraintes σ_n, σ_s ou σ_t atteint sa valeur seuil, c'est-à-dire :

$$max \left\{ \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^0}, \frac{\sigma_s}{\sigma_s^0}, \frac{\sigma_t}{\sigma_t^0} \right\} = 1 \tag{4.2}$$

- un critère en ouverture maximale : l'endommagement s'initie lorsque l'un des trois déplacements δ_n, δ_s ou δ_t atteint sa valeur seuil, c'est-à-dire :

$$max \left\{ \frac{\langle \delta_n \rangle}{\delta_n^0}, \frac{\delta_s}{\delta_s^0}, \frac{\delta_t}{\delta_t^0} \right\} = 1 \tag{4.3}$$

- un critère en contrainte quadratique : l'endommagement s'initie lorsqu'une fonction quadratique reliant les contraintes dans les trois directions atteint la valeur 1, c'est-à-dire :

$$\left\{ \frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_s}{\sigma_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\sigma_t}{\sigma_t^0} \right\}^2 = 1 \tag{4.4}$$

- un critère en ouverture quadratique : l'endommagement s'initie lorsqu'une fonction quadratique reliant les ouvertures dans les trois directions atteint la valeur 1, c'est-à-dire :

$$\left\{ \frac{\langle \delta_n \rangle}{\delta_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\delta_s}{\delta_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\delta_t}{\delta_t^0} \right\}^2 = 1 \tag{4.5}$$

où σ_n^0, σ_s^0 et σ_t^0 sont les contraintes seuil et δ_n^0, δ_s^0 et δ_t^0 les déplacements relatifs maximaux. Ces valeurs maximales sont déterminées lorsque l'ouverture est, respectivement, purement

normale à l'interface ou purement dans la première ou seconde direction de cisaillement. Les crochets $<.>$ signifient ici qu'un déplacement ou une contrainte en compression normale pure n'initie pas d'endommagement et ils sont définis par :

$$< x >= \begin{cases} x \text{ si } x > 0 \\ 0 \text{ si } x \leq 0 \end{cases} \tag{4.6}$$

Le **critère en contrainte quadratique** est adopté, les contraintes seuil étant plus faciles à déterminer et plus utilisées dans la littérature que les déplacements maximaux. Le caractère quadratique considère les contraintes dans les trois directions, contrairement au maximum de contraintes qui se base sur une seule contrainte dans une direction donnée et qui initie l'endommagement plus tardivement lorsque plusieurs modes de décohésion coexistent.

Evolution de l'endommagement

Une fois l'endommagement initié, la loi d'évolution décrit la vitesse à laquelle la rigidité de l'interface diminue. Une combinaison des modes d'ouverture normale et en cisaillement définit leurs influences respectives sur cette évolution. La loi d'évolution s'appuie, soit sur les énergies, soit sur les déplacements. Comme précédemment, l'approche en énergie est privilégiée, c'est la plus utilisée dans la littérature. L'énergie dissipée lors de la décohésion est le résultat du processus d'endommagement, c'est une énergie de rupture. Elle est définie comme une propriété de cohésion et est égale à l'aire sous la courbe de traction-séparation. La combinaison des modes de décohésion entraîne la dépendance des énergies de rupture, qui peut être définie par :

- une **loi puissance** faisant intervenir la rupture dans chacun des modes (normal et dans les deux directions de cisaillement) et définie par :

$$\left\{\frac{G_n}{G_n^C}\right\}^\alpha + \left\{\frac{G_s}{G_s^C}\right\}^\alpha + \left\{\frac{G_t}{G_t^C}\right\}^\alpha = 1 \tag{4.7}$$

  où G_n, G_s et G_t sont les résultats du travail des contraintes selon les ouvertures associées pour les trois modes, calculés au cours de l'évolution. Les énergies de rupture critiques G_n^C, G_s^C et G_t^C sont des données matériaux ;

- le critère de Benzeggagh-Kenane [BEN, 1996], approprié lorsque les énergies critiques dans les deux directions de cisaillement sont égales et défini par :

$$G_n^C + (G_s^C - G_n^C)\left(\frac{G_s + G_t}{G_n + G_s + G_t}\right)^\eta = G^C \tag{4.8}$$

  où η est un paramètre de cohésion et G^C est l'énergie critique totale.

L'évolution peut être définie de différentes manières grâce aux lois suivantes :

- la **loi linéaire** (courbe contrainte/déformation linéaire), utilisant la variable d'endommagement D calculée à partir des énergies de rupture, des contraintes et des ouvertures ;
- la loi exponentielle, utilisant également la variable D.

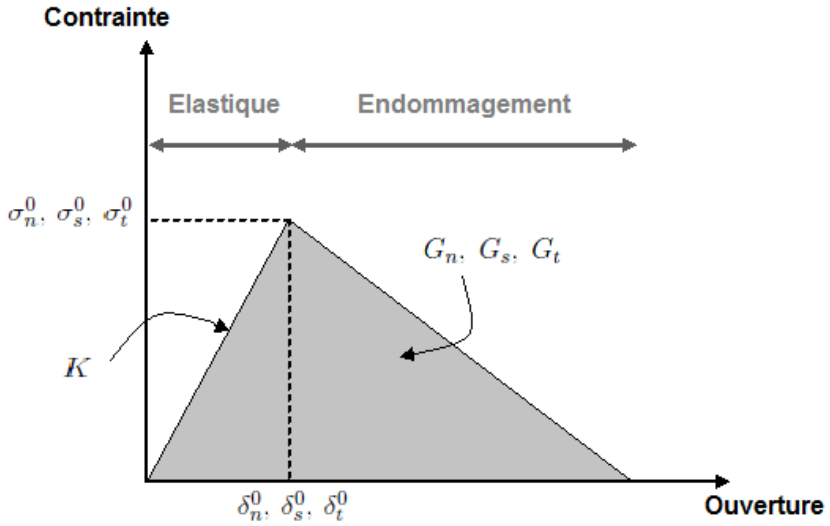

Figure 4.1 – Loi de comportement "traction-séparation" bi-linéaire

La loi puissance et une évolution linéaire sont adoptées car elles se basent directement sur les énergies de rupture et sont très utilisées pour l'étude du délaminage de composites.

En conclusion, la décohésion étudiée ici est modélisée par des surfaces de cohésion, régies par une loi de traction-séparation. Cette loi intègre un comportement élastique linéaire (défini par une matrice de rigidité élastique [**K**]), un critère d'initiation d'endommagement prenant en compte les trois modes de rupture (défini par la norme quadratique des contraintes à l'interface) et enfin une loi puissance d'évolution de l'endommagement (définie à partir des énergies de rupture des trois modes) (Fig. 4.1).

Avant d'aborder l'étude du composite 3D interlock possédant une architecture complexe, une pré-étude est effectuée sur une structure sandwich à géométrie plus simple, de façon à appréhender les difficultés d'une telle modélisation.

4.3 Etude préliminaire de la modélisation de l'endommagement d'un composite sandwich 3D

Une étude est menée sur un cas plus simple de sandwich pour une mise en place des différents outils définis précédemment, préliminaire à la modélisation de l'endommagement du composite interlock.

4.3.1 Spécificités du sandwich Napco®

Le comportement élastique du sandwich a été étudié au paragraphe 3.4. Pour rappel, il se compose de deux peaux de mats de verre séparées par une âme en mousse de polyuréthane. Les renforts dans l'épaisseur de la mousse sont perpendiculaires aux deux peaux. Le point faible des sandwichs classiques est la faible cohésion entre les peaux et la mousse, conduisant à la rupture la plus fréquente qu'est le délaminage âme/peau [LAS, 2006].

C'est pour pallier ce phénomène que des renforts fibreux sont introduits dans la mousse du Napco®. A ce délaminage peut aussi s'ajouter l'endommagement interne de chacun des constituants du sandwich (rupture des fibres dans les peaux, fissuration ou écrasement de la mousse) [CAM, 2005]. Dans le cas du Napco®, les renforts fibreux rendent le matériau plus résistant au délaminage et modifient la trajectoire de propagation des fissures. Une fissure s'initiant dans l'âme se propage jusqu'à un renfort, se propage le long de l'interface renfort/mousse avant de rejoindre l'interface peau/mousse, conduisant à un délaminage plus restreint qu'en l'absence des renforts. Cet endommagement est observé lors d'essais de flexion trois points (Fig. 4.2). Ce cas présente des similitudes avec celui du composite interlock où des ruptures de type décohésion fil/matrice sont observées (cf. §1.4.1).

Quelle que soit la sollicitation, la mousse est le premier constituant à s'endommager. Sa fissuration se propage jusqu'aux renforts, puis le long de ces derniers, menant à la décohésion entre les renforts et la mousse. La modélisation de ce phénomène est donc choisie.

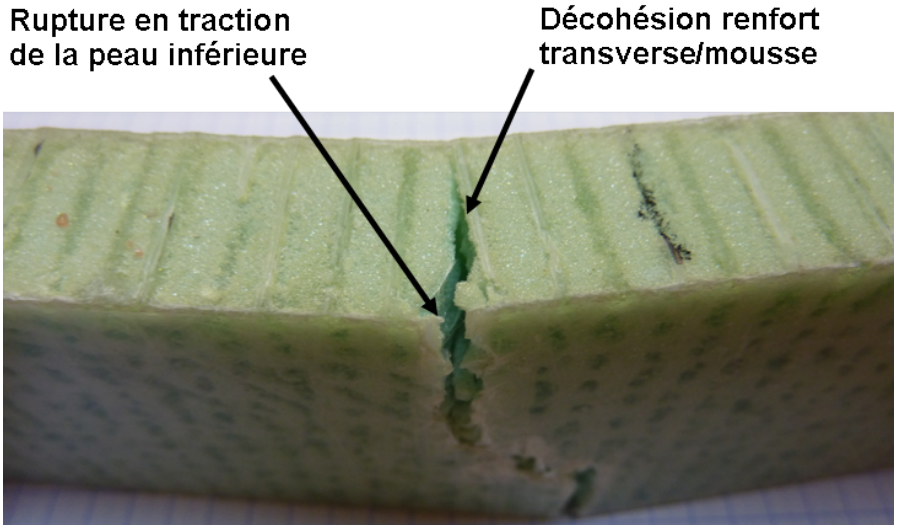

Figure 4.2 – Décohésion le long d'un renfort transverse (flexion trois points)

4.3.2 Démarche de calcul retenue

L'endommagement étudié ici est la décohésion entre les renforts (matérialisés par des fils imprégnés de résine durcie et assimilables à des composites UD) et la mousse [LAI, 2009]. Des surfaces de cohésion sont donc attribuées aux interfaces, avec une loi de comportement de type "traction-séparation" définie précédemment. En s'appuyant sur la méthode d'homogénéisation périodique développée au chapitre 3, l'objectif est désormais de définir les constantes élastiques effectives de la cellule unité au cours de son endommagement et donc de déterminer à terme un critère équivalent macroscopique d'initiation d'endommagement et de rupture (pour un trajet de chargement).

Dans une première étape, la cellule unité ne comporte pas de peaux car seule la décohésion entre fils et mousse est envisagée (Fig. 4.3). Le principe de la méthode est le suivant :

- solliciter la cellule unité pour initier la dégradation de l'interface jusqu'à la décohésion maximale et conserver les états de déformations et de contraintes de la cellule à différents niveaux d'endommagement ;
- appliquer la méthode d'homogénéisation précédente à la cellule aux différentes instants sauvegardés et calculer les constantes élastiques associées pour obtenir l'évolution des propriétés au cours de l'endommagement.

Une des principales difficultés rencontrées lors de cette étude est l'application de la méthode d'homogénéisation sur une cellule endommagée ouverte car cela nécessite de définir de nouveaux chargements et conditions aux limites en fonction des aires croissantes des surfaces libres aux interfaces. Ce problème est encore plus délicat dans le cas du composite interlock à cause du nombre important de fils présents dans la cellule. L'autre problème réside dans la méconnaissance des propriétés de cohésion entre un fil imprégné et la mousse. Peu de données sont fournies dans la littérature à cause de la difficulté de détermination expérimentale de ces grandeurs. Un calcul d'endommagement avec, par exemple, des valeurs de rigidité élastique trop faibles rend les surfaces cohésives trop sensibles au chargement et il y a décohésion immédiate sans aucune résistance mécanique (Fig. 4.6).

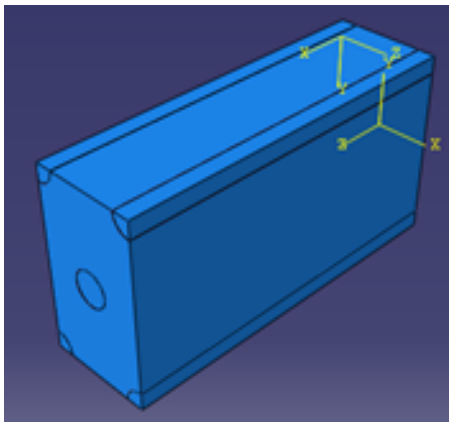

Figure 4.3 – Cellule unité du sandwich Napco® sans les peaux

Au vu de ces difficultés, on s'intéresse dans la suite au seul comportement dans la direction de chargement à l'origine de l'endommagement, et non pas à l'ensemble des modules effectifs pour chaque chargement considéré. Une approche en déplacements imposés est considérée (et non plus avec des conditions aux limites périodiques) pour faciliter le déroulement du calcul incrémental. Les modules obtenus sont comparés aux modules effectifs précédents (dans le cas d'un matériau non endommagé) et peu de différences sont relevées pour cette géométrie ($<2\%$).

On charge donc la structure de manière incrémentale jusqu'au maximum de décohésion (état stabilisé) et on trace la courbe d'évolution contraintes/déformations à partir de laquelle on peut déduire un module tangent. Raghavan et Ghosh ont étudié l'endommagement en tractions uniaxiale et équibiaxiale d'une cellule unité 2D composée d'une fibre incluse dans une matrice [RAG, 2005].

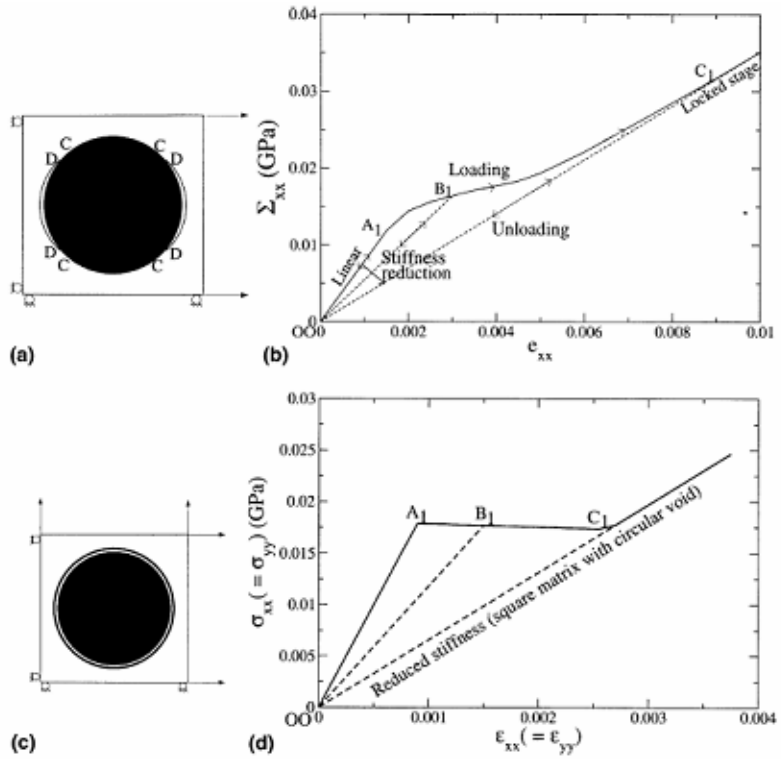

Figure 4.4 – Courbes d'endommagement en traction uniaxiale (a et b) et en traction équibiaxiale (c et d) [RAG, 2005]

Sur les courbes de la figure 4.4, la partie OA correspond au comportement élastique avant l'initiation de l'endommagement. La partie AC est non-linéaire en chargement uniaxial (dû à la décohésion progressive de l'interface) et linéaire en chargement équibiaxial (le palier est dû à la rupture simultanée de toute l'interface) et correspond à la dégradation des propriétés matériaux. Au-delà du point C, le comportement est stabilisé et redevient élastique linéaire, correspondant au comportement de la matrice sollicitée (partiellement ouverte dans le cas uniaxial ou totalement ouverte dans le cas biaxial).

Cette approche est appliquée au cas de la cellule Napco® en 2D, avec des valeurs arbitraires pour les contraintes seuil et les rigidités et des valeurs expérimentales issues de la littérature pour les énergies de rupture [MCI, 1979] afin de valider la démarche (cf. Tab. 4.1). Seul le cas uniaxial est présenté (Fig. 4.5). On retrouve les mêmes tendances que dans [RAG, 2005]. On remarque que la courbe a un comportement linéaire qui suit la courbe haute (correspondant à la réponse d'une cellule non endommagée) dans la zone 1. Puis l'endommagement s'initie et les propriétés matériaux se dégradent (zone 2) jusqu'à rejoindre asymptotiquement la courbe basse représentant le comportement d'une cellule de mousse sans renfort (zone 3) (Fig. 4.7).

L'approche en déplacements imposés sur une cellule de mousse renforcée Napco® donne des résultats cohérents. Cependant, les paramètres de cohésion restent à déterminer pour affiner le modèle. Cette étude préliminaire pose les bases pour l'étude de l'endommagement du composite interlock.

Rigidité élastique	Contrainte seuil	Energie de rupture
K=10^9 N/mm^3	σ=1 MPa	G = 88.9$\times$ 10^{-3} J/mm

Tableau 4.1 – Propriétés de cohésion renfort/mousse PU

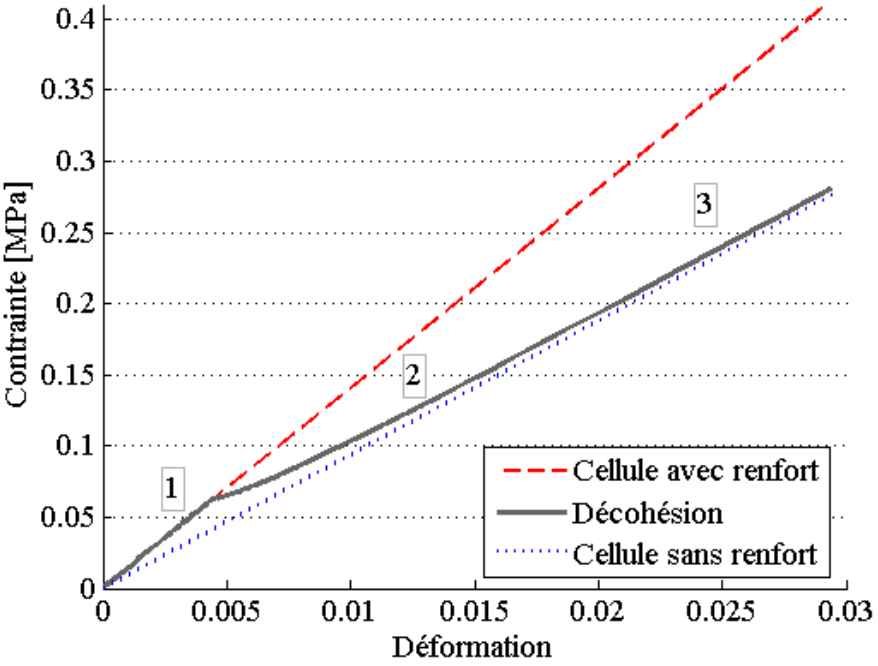

Figure 4.5 – Courbe d'endommagement de la cellule Napco® 2D en traction uniaxiale [LAI, 2009]

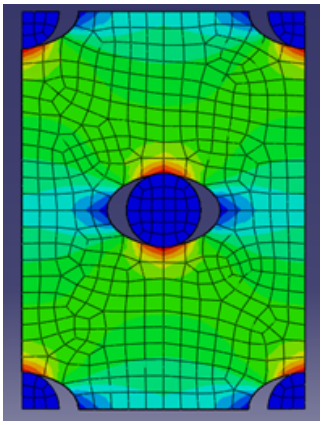

Figure 4.6 – Décohésion totale d'une interface trop faible due à un chargement uniaxial suivant l'axe horizontal [LAI, 2009]

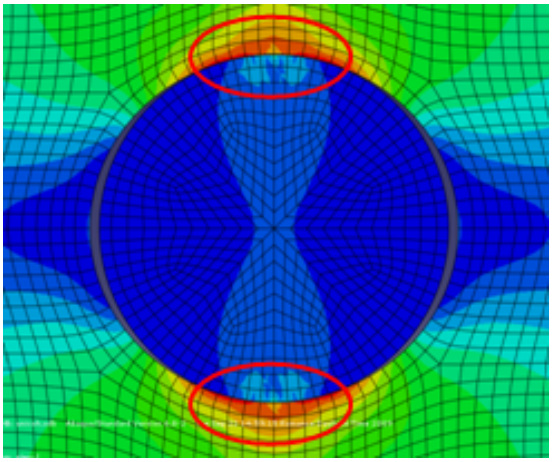

Figure 4.7 – Décohésion stabilisée en traction uniaxiale suivant l'axe horizontal [LAI, 2009]

4.4 Modélisation géométrique spécifique du composite interlock

La démarche de modélisation a été validée sur une géométrie simple et facile à représenter. Cependant, dans le cas de l'interlock, quelques problèmes se manifestent et sont évoqués dans ce paragraphe.

La géométrie du composite reste évidemment la même que dans le cas de son étude élastique mais l'introduction des surfaces cohésives oblige à quelques modifications dans la démarche de création de la cellule unité. L'utilisation de surfaces cohésives nécessite la création de *parts* distinctes (chaîne, trame et matrice) qui seront liées par ces surfaces.

Or, une première difficulté apparaît : les fils liants ne peuvent pas être créés directement par extrusion d'une section lenticulaire le long d'une spline. En effet, la méthode d'extrusion, comme celle de partition volumique utilisée précédemment, nécessite une section normale à la spline. Les fils et la matrice ne sont donc plus complémentaires pour former une cellule unité parallélépipédique car les extrémités des fils sont inclinées (Fig. 4.8). Une solution envisagée est d'utiliser des fils liants plus longs d'une demi-période à chaque extrémité et une succession de coupes par complémentarité (suppression d'un volume fini dans une cellule) afin de créer les trois *parts*. La démarche est la suivante : trois cellules sont créées. On observe, en figure 4.9, la spline de trame (plus longue que la cellule) suivant laquelle est balayée une section pour couper une première cellule, afin d'obtenir la matrice empreinte des fils de trame. Puis les fils sont créés en prenant le complémentaire de l'empreinte dans une cellule vierge. De même, les fils de chaîne droit sont créés à partir d'une deuxième cellule vierge. A ce stade, une cellule de matrice intacte et les deux types de fils existent. Il suffit maintenant de couper la matrice avec les deux types de fils. Au final, on obtient trois *parts* : la matrice sans les fils et les deux types de fils, qui s'imbriquent parfaitement les unes dans les autres afin de former la cellule unité.

Afin d'étudier la même cellule que dans le chapitre 3, les sections lenticulaires sur les faces de la cellule doivent être les mêmes. Or, dans le chapitre précédent, la hauteur T_1 de la section verticale est donnée alors qu'ici, c'est la hauteur T_0 de la section normale qui est en donnée d'entrée. Il faut alors calculer cette hauteur pour retrouver la hauteur connue de section verticale. L'angle d'inclinaison θ est nécessaire pour calculer la projection de la section verticale en section normale (Fig. 4.10). L'angle est calculé avec le rapport des hauteurs (en introduisant de manière fictive T_0=0.206 mm et en mesurant T_1 induit), et non mesuré directement sous Abaqus. Puis T_0 est posé égal à $T_1 \times \cos(\theta)$.

La seconde spécificité de cette étude réside dans l'introduction des paramètres de cohésion. Ce sont les constantes de rigidité élastique de l'interface, les contraintes maximales initiant l'endommagement et les énergies de rupture. Différentes méthodes expérimentales de détermination existent : essais d'arrachement et de la goutte, et micro-indentation. Ce sont des techniques longues à mettre en place.

Une approche de validation qualitative est donc menée du fait de l'absence de ces données matériaux spécifiques propres au composite étudié. Des valeurs issues de la littérature sont utilisées en première approximation en raison de propriétés élastiques équivalentes (cf. Tab. 1.1 en p.40) et sont rappelées ici.

	Rigidité élastique	Energie de rupture	Contrainte d'initiation
Mode I	$K_I = 10^5$ N/mm^3	$G_{Ic} = 0.352$ N/mm	σ_{Imax} =30 MPa
Mode II	$K_{II} = 10^5$ N/mm^3	G_{IIc} =1.002 N/mm	σ_{IImax} =60 MPa

Tableau 4.2 – Propriétés de cohésion d'un stratifié carbone/époxy [HAR, 2008]

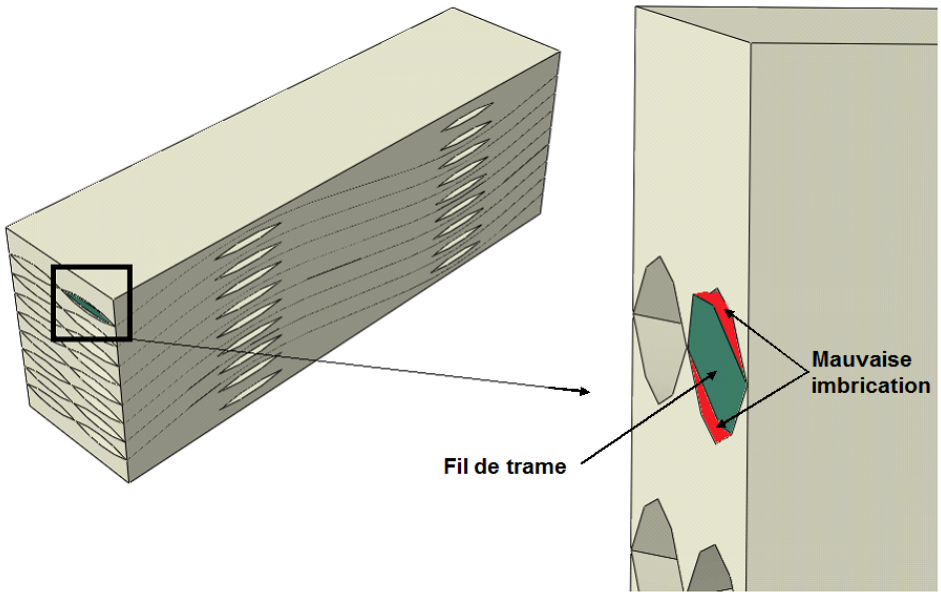

Figure 4.8 – Extrémité inclinée d'un fil liant

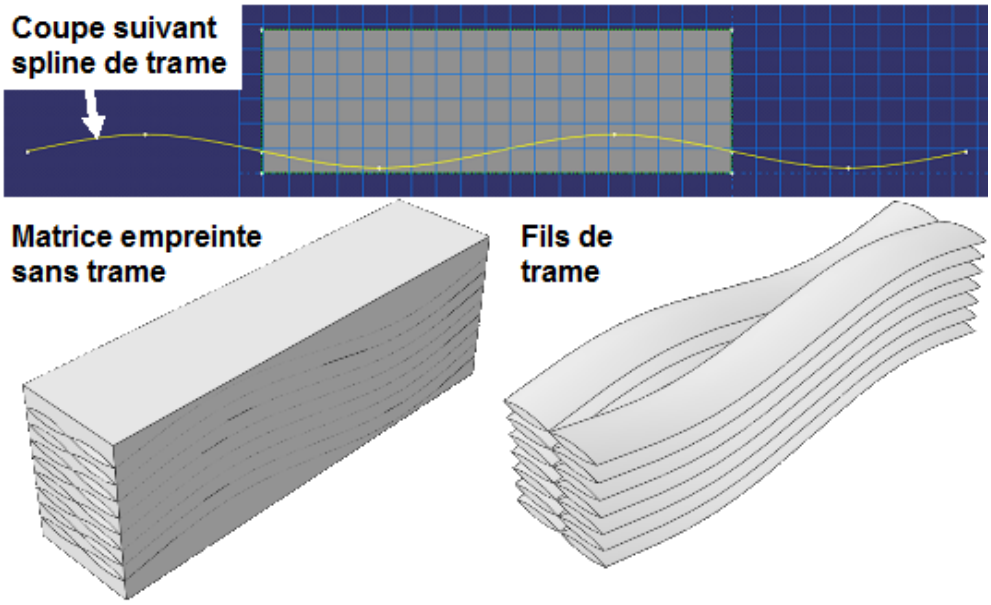

Figure 4.9 – Création des fils de trame

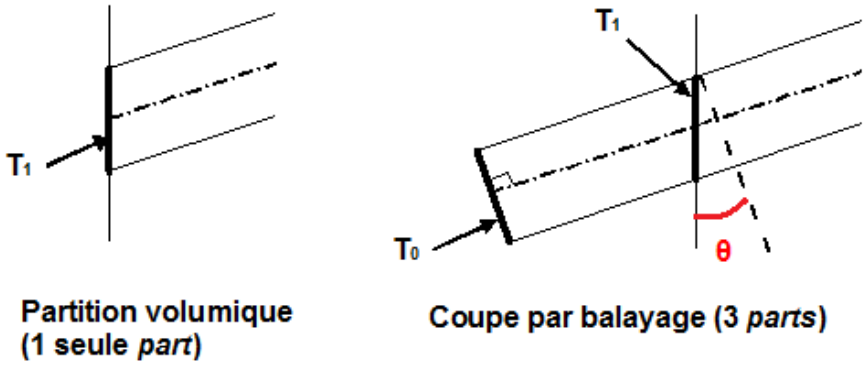

Figure 4.10 – Angle d'inclinaison pour le calcul de la section normale

4.5 Résultats numériques

La cellule est soumise à un déplacement imposé dans la direction trame, jusqu'à une déformation de 0.1, soit une déplacement de 0.23 mm. Les propriétés cohésives du tableau 4.2 sont attribuées aux interfaces entre les fils et la matrice. Cependant le calcul diverge. Une autre série de paramètres de cohésion est testée, issue de [RAG, 2005], valable en mode I et II pour une interface fibre de carbone / époxy (Tab. 4.3).

Rigidité élastique	Energie de rupture	Contrainte d'initiation
$K = 400$ N/mm^3	$G_c = 20$ N/mm	$\sigma_{max} = 20$ MPa

Tableau 4.3 – Propriétés de décohésion carbone/époxy [RAG, 2005]

L'objectif est, comme dans le cas du sandwich 3D, de déterminer la courbe d'évolution contraintes/déformations au cours de la décohésion, en traction uniaxiale dans la direction trame. L'application des paramètres du tableau 4.3 ne permet pas à la courbe de se conformer à l'évolution des contraintes attendue. On observe une contrainte maximale dès le premier incrément (courbe rouge sur Fig. 4.11), correspondant aux décohésions partielles des interfaces des fils de trame. Ce pic est dû à leur décohésion simultanée. On observe sur la figure 4.12 des concentrations de contraintes au niveau des croisements des fils, principalement les fils de trame extérieurs. Ces régions correspondent aux ouvertures des interfaces des fils de trame à ce stade (Fig. 4.13), au niveau des extrémités des fils (zone rouge) et aux croisements avec les fils de chaîne (zone verte) et l'absence d'ouverture des interfaces des fils de chaîne (zone bleue). Il semblerait que ce maximum corresponde à une première étape de décohésion.

Puis la courbe décroît avant de croitre à nouveau. La décroissance peut indiquer une stabilisation des contraintes vers un état d'équilibre, où certaines zones ne sont pas désolidarisées (fils de chaîne et fils de trame en dehors des croisements). Par la suite, la croissance constante de la courbe tend à confirmer cette stabilisation, comme dans le cas étudié par Raghavan et al. (cf. étape 3 de la courbe de la Fig. 4.5). La courbe ne montre pas de dégradation progressive mais une chute plus ou moins prononcée des propriétés. L'entrelacement avec les fils de chaîne semble bloquer le phénomène de décohésion des fils de trame,

correspondant à l'augmentation de pente de la courbe contraintes/déformations. En effet, la tension des fils de trame provoque leur alignement, initie et propage la décohésion mais les fils de chaîne empêche cet alignement parfait et arrête la propagation.

La variation de certains paramètres de décohésion permet de vérifier la pertinence de la courbe obtenue. Cette dernière montre une décohésion dès le premier incrément, associée à une rigidité élastique d'interface K faible. L'augmentation de ce paramètre (de 400 à 10^6 N/mm^3, selon [BER, 2009]) augmente la ridigité globale de la courbe de contraintes/déformations (courbe bleue sur Fig. 4.11). La variation d'un second paramètre est effectuée. L'énergie de rupture permet de retarder les ouvertures des interfaces et de maintenir un niveau de contraintes élevé. La courbe verte (G=15000 J/mm) ne traduit pas ce phénomène et accentue au contraire le premier pic. Toutes ces courbes montrent un premier pic, une chute brutale des contraintes et une croissance progressive.

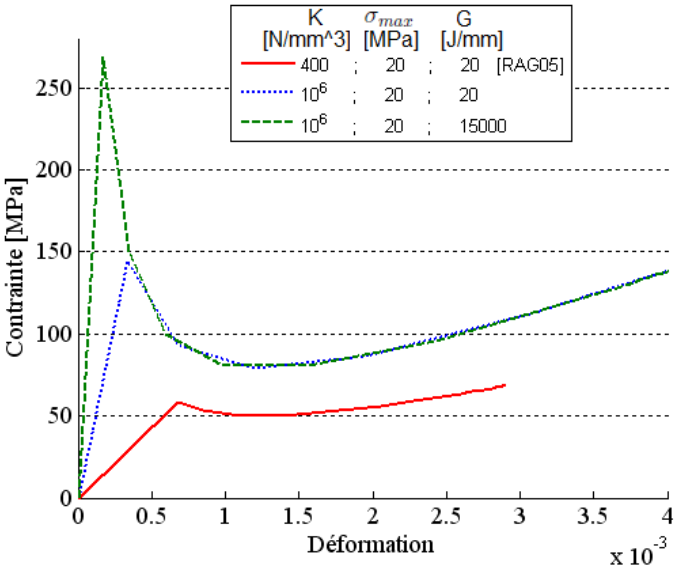

Figure 4.11 – Courbes d'endommagement en traction uniaxiale dans la direction trame

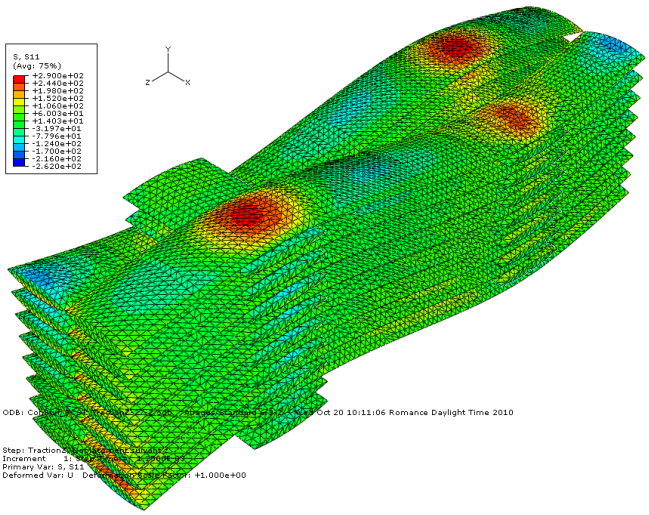

Figure 4.12 – Etat des contraintes (dans la direction des fils) correspondant au pic de la courbe rouge de Fig. 4.11

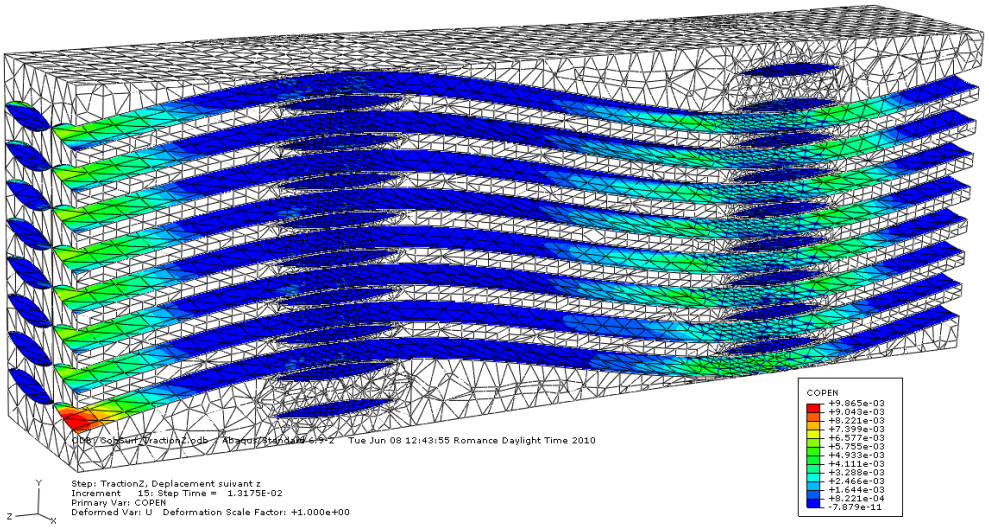

Figure 4.13 – Ouvertures de décohésion à l'interface des fils de trame

4.6 Conclusions de l'étude numérique de la décohésion fil/matrice

Ce chapitre traite de la modélisation par éléments finis de la décohésion fil/matrice au sein d'un composite interlock d'angle. Différents processus d'endommagement, liés entre eux par l'architecture particulière du tissu 3D, se succèdent et mènent à la rupture du composite. L'un des premiers modes rencontrés est la rupture de l'interface des fils. Elle peut provenir d'une fissuration matricielle et ainsi fragiliser la résistance des fils, ou bien elle peut succéder à une rupture des fils et provoquer une fissuration matricielle se propageant aux fils voisins. Peu étudiée dans la littérature, la décohésion est essentielle à la compréhension de l'endommagement global du composite.

L'outil numérique développé précédemment dans le cadre de l'étude du comportement élastique est repris ici en introduisant sous Abaqus des surfaces de cohésion. Le but est alors de soumettre la cellule à un déplacement imposé et d'observer l'évolution des contraintes. Cette démarche est au préalable validée sur une structure 2D à géométrie simple. La principale difficulté pour ce type de modélisation est la définition précise des propriétés mécaniques de l'interface (rigidité, contrainte seuil et énergie de rupture). L'obtention de ces valeurs requiert la mise en place d'essais de caractérisation qui s'avèrent délicats à mettre en œuvre. Quelques jeux de paramètres, disponibles dans la littérature, sont utilisés ici en première approximation. Différentes valeurs sont introduites pour modéliser la décohésion. Les courbes obtenues semblent démontrer l'occurence du phénomène dès l'application d'un chargement et une dégradation subite des propriétés, rapidement arrêtée par l'entrelacement avec les fils de chaîne. La prise en compte des porosités dans la modélisation au niveau des croisements des fils accenturait le phénomène de décohésion dans ces zones déjà fortement sollicitées. L'avantage des interlocks vis-à-vis de la tolérance au dommage, grâce à leur entrelacement, est ici confirmée.

Conclusions et perspectives

Les composites à renforts tissés 3D sont utilisés depuis de nombreuses années dans des domaines de pointe, en réponse aux problèmes des stratifiés en terme de résistance aux impacts et au délaminage et d'adaptabilité aux formes complexes. Cependant, la connaissance de leur comportement et de leurs propriétés est encore imparfaite, à cause de leur architecture qui est à la fois leur principale caractéristique et où réside toute la complexité de leur étude. De nombreux travaux sont répertoriés sur la modélisation mécanique des structures tissées 3D, mais la plupart d'entre eux ne considère pas l'historique de fabrication du matériau (tissage et mise en œuvre).

En effet, ce dernier point complexifie l'étude mais reste essentiel pour une analyse fidèle du matériau. Il a été montré que le tissage de renforts 3D interlocks (en particulier dans le cas de l'interlock d'angle couche-à-couche) produit une structure unique, dépendant fortement des paramètres du métier à tisser (tension et battage). Diverses architectures peuvent être issues de la définition d'un seul et même tissu (nombre de fils et type de liage). Un outil générique est donc développé pour s'adapter à la multiplicité des architectures, et établir les relations entre la spécificité d'une structure tissée 3D et les propriétés mécaniques associées.

Tout d'abord, une approche analytique classique (loi des mélanges) permet d'obtenir des résultats corrects dans le cas particulier du composite considéré (faible inclinaison des fils liants). Cependant, pour des architectures à forte inclinaison, cette approche devient vite limitée : elle ne considère pas le caractère monolithique du composite au travers de l'entrelacement des fils, justifiant l'utilisation de la simulation numérique.

Cette étude propose donc un outil global de modélisation numérique capable d'aborder le comportement mécanique élastique et l'initiation de l'endommagement par décohésion d'un composite à renfort interlock d'angle. Une méthode d'homogénéisation asymptotique appliquée à une cellule unité périodique permet de déterminer les constantes élastiques équivalentes dans le plan du composite, en traction et en flexion (modules d'Young et de cisaillement, coefficients de Poisson). Cette technique est applicable car le principe de séparation des échelles est ici valide (cellule élémentaire/plaque). L'utilisation de cette approche est au préalable validée sur une structure sandwich à renforcement 3D de géométrie plus simple que celle de l'interlock. Les travaux numériques réalisés, avec le développement d'un code Python^{TM}, ont permis de générer la géométrie paramétrée d'une structure interlock d'angle couche-à-couche et de calculer les modules élastiques effectifs du composite. Ce travail s'appuie sur une étude expérimentale du tissage, du procédé de mise en œuvre par infusion et des essais de caractérisation, afin de comprendre tout l'historique de l'élaboration du composite.

L'usure et l'endommagement des fils sont constatés durant la fabrication du tissu. Leur quantification est importante pour l'attribution exacte des propriétés matériaux. Celles-ci sont déterminées par des essais de traction sur fil imprégné.

La mise en place d'un procédé d'infusion conduit à la production de plaques composites de bonne qualité. Les taux de porosités mesurés étant très faibles, il n'était pas nécessaire de les prendre en compte lors de la modélisation numérique du comportement élastique. Cependant les porosités peuvent jouer le rôle de concentrateurs de contraintes lors de l'initiation d'endommagement au niveau du croisement des fils. Des observations au microscope ont fourni les dimensions des fils et leur fraction volumique de fibres. L'architecture étudiée ici est un cas particulier, dû à un tissage spécifique, qui autorise à admettre certaines hypothèses (section de fils, imbrication) pour conserver le caractère général du modèle développé.

Enfin, des essais de caractérisation en traction et en flexion ont été réalisés sur des composites pour déterminer les propriétés élastiques principales, qui sont comparées aux modules numériques obtenus.

Tenant compte de tous ces résultats, le modèle numérique ambitionne de se rapprocher au plus près de la réalité (géométrie, matériaux et porosités), malgré certaines améliorations à apporter, évoquées dans les perspectives de recherche. Les interlocks sont principalement employés pour leurs qualités de résistance aux chocs, aux impacts et au délaminage. L'outil développé permet également l'analyse de certains modes de rupture du composite interlock. L'étude se poursuit par celle de l'endommagement par décohésion à l'interface fil/matrice. Cette dernière modélisation est difficile car elle dépend fortement des paramètres mécaniques de cohésion, inconnus pour le matériau étudié. Diverses valeurs choisies dans la littérature conduisent à une décohésion et valident en premier lieu le modèle de manière qualitative. Une analyse approfondie des paramètres permettra de le rendre réaliste.

Les perspectives de ce travail sont de deux ordres : expérimental et numérique, tous deux intimement liés. L'objectif est de modéliser le plus fidèlement possible l'architecture interlock à l'aide d'observations diverses et d'essais. La structure fibreuse est créée et modifiée au cours des différentes étapes de la fabrication. Cette particularité appelle aux analyses complémentaires suivantes :

- définition et quantification des contraintes résiduelles issues du tissage, afin de les prendre en compte dans le modèle. Une piste serait l'utilisation de jauges de déformation insérées durant le tissage et constituées de filaments de polyéthylène enrobés de nano-charges de noir de carbone permettant de mesurer les variations de champ électrique [NAU, 2011] ;
- mise en œuvre dans un moule fermé d'épaisseur contrôlée, permettant un écoulement de résine à dépression faible, d'un renfort possédant après tissage la densité de fils nécessaire à l'obtention de la fraction volumique de fibres finale souhaitée du composite ;
- analyse par imagerie 3D (tomographie) ou une étude statistique des dimensions et des formes des sections des fils, afin de prendre en compte leur variation et de comprendre les phénomènes de compactage et d'imbrication au niveau des croisements des fils ;

- essais de cisaillement interlaminaire (flexion trois points sur appuis rapprochés) pour la détection du délaminage et la qualification précise du rôle des fils liants ;
- essais dynamiques : essais de chute de masse ou essais Charpy, à comparer aux simulations numériques en dynamique ;
- observations des modes de rupture à l'échelle du fil, voire des fibres (localisation et type de rupture précis à l'aide d'une caméra rapide) ;
- détermination des propriétés de cohésion fil/matrice : essais d'arrachement ou de micro-indentation.

Tous ces résultats permettront d'affiner la modélisation numérique et d'approfondir l'étude du comportement en rupture, au travers des points suivants :

- modélisation encore plus fidèle de la géométrie : compaction, imbrication, section des fils ;
- étude paramétrique sur le type d'entrelacement et la profondeur de liage, et sur la variation de la section, le nombre de couches liées, les différents constituants, la fraction volumique de fibres, l'imbrication permettant de déterminer leur influence sur le comportement mécanique global et de spécifier le composite répondant à une application désirée ;
- étude de différentes architectures à partir du même outil numérique développé (avec différents nombres de couches et types d'entrelacement) ;
- détermination des propriétés dans l'épaisseur, avec prise en compte du cisaillement transverse ;
- finalisation de l'étude de la décohésion à l'aide des propriétés de cohésion précédemment mesurées ;
- modélisation de la rupture complète en statique et en dynamique, par l'introduction des ruptures des fils et de la matrice, en englobant le travail effectué sur la décohésion.

Au vu de ces perspectives, l'outil développé est une première étape encourageante dans l'étude du comportement mécanique de composites à renfort interlock, et de manière générale de structures composites 3D périodiques.

Bibliographie

[ABA, 2009] Abaqus, ABAQUS 6.9.2 User's Manual (2009)

[ADA, 1997] S. Adanur et C.A. Tam, On-machine interlocking of 3D laminate structures for composites, *Composites Part B*, vol. 28B, pp. 497–506 (1997)

[ADA, 1998] S. Adanur et T. Liao, 3-D modeling of textile composite preforms, *Composites Part B*, vol. 29B, pp. 787–793 (1998)

[ADV, 2000] S.G. Advani et E.M. Sozer, Liquid molding of thermoset composites, A. Kelly et C. Zweben (editors), Comprehensive Composite Materials, – (Pergamon, 2000)

[BAK, 1989] N. Bakhvalov et G. Panasenko, Homogenisation : Averaging processes in periodic media (Kluwer Academic Publishers, 1989)

[BAT, 2006] L. Bateup, M. Buckley, B. Lewin, A. Long, R. McIlhagger et L. Taylor, HYBRIDMAT 4 : Advances in the manufacture of 3-D preform reinforcement for advanced structural composites in aerospace - a mission to the USA, Global watch mission report, DTI (Department of Trade and Industry) and NCN (National Composites Network) (2006)

[BAU, 2005] J.N. Baucom et M.A. Zikry, Low-velocity impact damage progression in woven E-glass composite systems, *Composites Part A*, vol. 36, pp. 658–664 (2005)

[BEN, 1978] A. Bensoussan, J.L. Lions et G. Papanicolaou, Asymptotic analysis for periodic structures (North-Holland, 1978)

[BEN, 1996] M.L. Benzeggagh et M. Kenane, Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus, *Composites Science and Technology*, vol. 56, pp. 439–449 (1996)

[BER, 1996] J.-M. Berthelot, Matériaux composites - Comportement mécanique et analyse des structures, deuxième edition (Masson, 1996)

[BER, 2009] J. Bertolini, B. Castanié, J.-J. Barrau et J.-P. Navarro, Multi-level experimental and numerical analysis of composite stiffener debonding. Part 1 : Non-specific specimen level, *Composites Structures*, vol. 90, pp. 381–391 (2009)

[BIN, 1998] C. Binetruy, B. Hilaire et J. Pabiot, Tow impregnation model and void formation mechanisms during RTM, *Journal of Composite Materials*, vol. 32, n° 3, pp. 223–245 (1998)

[BOG, 2009] A.E. Bogdanovich et M.H. Mohamed, Three-dimensional reinforcements for composites, *SAMPE Journal*, vol. 45, pp. 8–28 (2009)

[BOU, 1998] S. Bourgeois, P. Cartraud et O. Débordes, Homogenization of periodic sandwiches, A. Vautrin (editor), Mechanics of sandwich structures, 131–138 (Dordrecht : Kluwer, 1998)

[BOU, 2007] F. Boussu, X. Legrand et A. Serret, General clustering of warp interlock structures, *ITMC International Conference* (2007)

[BUA, 2003] N. Buannic, P. Cartraud et T. Quesnel, Homogenization of corrugated core sandwich panels, *Composite Structures*, vol. 59, pp. 299–312 (2003)

[BYU, 1990] J.-H. Byun et T.-W. Chou, Elastic properties of three-dimensional angle-interlock fabric preforms, *Journal of Textile Institute*, vol. 81, n° 4, pp. 538–548 (1990)

[BYU, 2000] J.-H. Byun et T.-W. Chou, Mechanics of Textile Composites, A. Kelly et C. Zweben (editors), Comprehensive Composite Materials, 719–761 (Pergamon, 2000)

[CAI, 1984] D. Caillerie, Thin elastic and periodic plates, *Mathematical Methods in the Applied Sciences*, vol. 6, pp. 159–191 (1984)

[CAL, 1999] P.J. Callus, A.P. Mouritz, M.K. Bannister et K.H. Leong, Tensile properties and failure mechanisms of 3D woven GRP composites, *Composites Part A*, vol. 30, pp. 1277–1287 (1999)

[CAM, 2005] P. Camanho, Simulation of damage and fracture of composite structures, *X Reunión de usuarios de Abaqus* (2005)

[CAM, 2009] R.D.S.G. Campilho, M.F.S.F. de Moura, D.A. Ramantani, J.J.L. Morais et J.J.M.S. Domingues, Tensile behaviour of three-dimensional carbon-epoxy adhesively-bonded single and double-strap repairs, *International Journal of Adhesion* (2009)

[CAR, 2001] V. Carvelli et C. Poggi, A homogenization procedure for the numerical analysis of woven fabric composites, *Composites Part A*, vol. 32, pp. 1425–1432 (2001)

[CHU, 2001] P.W. Chung, K.K. Tamma et R.R. Namburu, Asymptotic expansion homogenization for heterogeneous media : computational issues and applications, *Composites Part A*, vol. 32, pp. 1291–1301 (2001)

[COU, 2006] D. Coutellier, J.C. Walrick et P. Geoffroy, Presentation of a methodology for delamination detection within laminated structures, *Composite Science and Technology*, vol. 66, pp. 837–845 (2006)

[COX, 1994a] B.N. Cox, W.C. Carter et N.A. Fleck, A binary model of textile composites - I. Formulation, *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42, n° 10, pp. 3463–3479 (1994)

[COX, 1994b] B.N. Cox, M.S. Dadkhah, W.L. Morris et J.G. Flintoff, Failure mechanisms of 3D woven composites in tension, compression, and bending, *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42, n° 12, pp. 3967–3984 (1994)

[COX, 1995] B.N. Cox et M.S. Dadkhah, The macroscopic elasticity of 3D woven composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 29, pp. 785–819 (1995)

[COX, 1996] B.N. Cox, M.S. Dadkhah et W.L. Morris, On the tensile failure of 3D woven composites, *Composites Part A*, vol. 27A, pp. 447–458 (1996)

[DON, 2006] C. Dong, Development of a process model for the vacuum assisted resin transfer molding simulation by the response surface method, *Composites Part A*, vol. 37, pp. 1316–1324 (2006)

[DRA, 2005] T. Drabek et H.J. Böhm, Damage models for studying ductile matrix failure in composites, *Computational Materials Science*, vol. 32, pp. 629–336 (2005)

[DRA, 2007] A. Drago et M.-J. Pindera, Micro-macromechanical analysis of heterogeneous materials : macroscopically homogeneous vs periodic microstructures, *Composites Science and Technology*, vol. 67, pp. 1243–1263 (2007)

[DRE, 1999] K. Drechsler, 3-D textile composites for the transportation industry, Antonio Miravete (editor), 3-D textile reinforcements in composite materials, 43–66 (Woodhead Publishing Limited, 1999)

[DRZ, 2000] L.T. Drzal, P.J. Herrera-Franco et H. Ho, Fiber-Matrix Interface Tests, A. Kelly et C. Zweben (editors), Comprehensive Composite Materials, 71–111 (Pergamon, 2000)

[ELM, 2009] A.M. Elmarakbi, N. Hub et H. Fukunaga, Finite element simulation of delamination growth in composite materials using LS-DYNA, *Composites Science and Technology* (2009)

[GAY, 1997] D. Gay, Matériaux composites, quatrième edition (Hermes, 1997)

[GOM, 1996] B. Gommers, I. Verpoest, D. Kondo et P. Van Houtte, Modelling the elastic properties of knitted-fabric-reinforced composites, *Composites Science and Technology*, vol. 56, pp. 685–694 (1996)

[GOU, 2008] B. Gourichon, M. Deléglise, C. Binetruy et P. Krawczak, Dynamic void content prediction during radial injection in liquid composite molding, *Composites : Part A*, vol. 39, pp. 46–55 (2008)

[GUI, 2008] J. Guilleminot, S. Comas-Cardona, D. Kondo, C. Binetruy et P. Krawczak, Multiscale modelling of the composite reinforced foam core of a 3D sandwich structure, *Composites Science and Technology*, vol. 68, pp. 1777–1786 (2008)

[HAG, 2009] Ch. El Hage, R. Younès, Z. Aboura, M.L. Benzeggagh et M. Zoaeter, Analytical and numerical modeling of mechanical properties of orthogonal 3D CFRP, *Composites Science and Technology*, vol. 69, pp. 111–116 (2009)

[HAR, 2008] P.W. Harper et S.R. Hallett, Cohesive zone length in numerical simulations of composite delamination, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, pp. 4774–4792 (2008)

[HAS, 1998] B. Hassani et E. Hinton, A review of homogenization and topology optimization I- Homogenization theory for media with periodic structure, *Computers and Structures*, vol. 69, pp. 707–717 (1998)

[HEA, 1978] J.W.S. Hearle et W.J. Shanahan, An energy method for calculations in fabric mechanics, parts 1 and 2, *Journal of Textile Institute*, vol. 69, pp. 81–100 (1978)

[HIL, 1976] A. Hillerborg, M. Modeer et P.E. Petersson, Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements, *Cement and Concrete Research*, vol. 6, pp. 773–781 (1976)

[HIL, 1999] B.J. Hill et R. McIlhagger, Resin impregnation and prediction of fabric properties, Antonio Miravete (editor), 3-D textile reinforcements in composite materials, 285–306 (Woodhead Publishing Limited, 1999)

[HOF, 2001] J. Hofstee et F. van Keulen, 3-D geometry modeling of a draped woven fabric, *Composite Structures*, vol. 54, pp. 179–195 (2001)

[JOH, 2001] S. John, I. Herszberg et F. Coman, Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components, *Composites Part B*, vol. 32, pp. 659–668 (2001)

[KAL, 1992] A.L. Kalamkarov, Composites and reinforcement elements of construction (New-York : Wiley, 1992)

[KEE, 1998] M. Keefe, Geometric modelling of yarn and fiber assemblies, John Summerscales (editor), Microstructural characterization of fibre-reinforced composites, 138–158 (Woodhead Publishing Limited, 1998)

[KO, 1999] F.K. Ko, 3-D textile reinforcements in composite materials, Antonio Miravete (editor), 3-D textile reinforcements in composite materials, 9–42 (1999)

[KRE, 1964] H. Krenchel, Fibre Reinforcement (Copenhagen : Akademisk Forlag, 1964)

[KUO, 2003] W.-S. Kuo, J. Fang et H.-W. Lin, Failure behavior of 3D woven composites under transverse shear, *Composites Part A*, vol. 34, pp. 561–575 (2003)

[KUO, 2006] W.-S. Kuo, T.-H. Ko et C.-P. Chen, Effect of weaving processes on compressive behaviour of 3D woven composites, *Composites Part A* (2006)

[LAI, 2009] C. Lainé, Endommagement d'un composite sandwich 3D à renforts fibreux par homogénéisation, Master's thesis, Ecole des Mines de Douai (2009)

[LAP, 2009] P. Lapeyronnie, P. Le Grognec, C. Binetruy, P. Krawczak et F. Boussu, Homogenization of the mechanical behavior of a layer-to-layer angle-interlock composite, *SAMPE Europe, International Jubilee Conference* (2009)

[LAP, 2010] P. Lapeyronnie, P. Le Grognec, C. Binetruy et F. Boussu, Homogenization of the mechanical behavior of a layer-to-layer angle-interlock composite, *International Conference on Textile Composites TexComp10* (2010)

[LAS, 2006] B. Lascoup, Z. Aboura, K. Khellil et M. Benzeggagh, On the mechanical effect of stitch addition in sandwich panel, *Composites Science and Technology*, vol. 66, pp. 1385–1398 (2006)

[LEE, 2001] B. Lee, K.H. Leong et I. Herszberg, The effect of weaving on the tensile properties of carbon fibre tows and woven composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 20, pp. 652–670 (2001)

[LEE, 2002] L. Lee, S. Rudov-Clark, A.P. Mouritz, M.K. Bannister et I. Herszberg, Effect of weaving damage on the tensile properties of three-dimensional woven composites, *Composite Structures*, vol. 57, pp. 405–413 (2002)

[LEW, 1999] T. Lewinski et J.J. Telega, Plates, laminates and shells. Asymptotic analysis and homogenization (Singapore : World Scientific, 1999)

[LI, 2010] Z. Li, B. Sun et B. Gu, FEM simulation of 3D angle-interlock woven composite under ballistic impact from unit cell approach, *Computational Materials Science*, vol. 49, pp. 171–183 (2010)

[LIU, 2010] P.F. Liu et J.Y. Zheng, Recent developments on damage modeling and finite element analysis for composite laminates : A review, *Materials and Design*, vol. 31, pp. 3825–3834 (2010)

[LUY, 2009] E. De Luycker, F. Morestin, P. Boisse et D. Marsal, Simulation of 3D interlock composite preforming, *Composite Structures*, vol. 88, pp. 615–623 (2009)

[MCG, 2003] M.A. McGlockton, B.N. Cox et R.M. McMeeking, A binary model of textile composites : III High failure strain and work of fracture in 3D weaves, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 51, pp. 1573–1600 (2003)

[MCI, 1979] A. McIntyre et G.E. Anderson, Fracture properties of a rigid polyurethane foam over a range of densities, *Polymers*, vol. 20, pp. 247–253 (1979)

[MIC, 1999] J.C. Michel, H. Moulinec et P. Suquet, Effective properties of composite materials with periodic microstructures : a computational approach, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 172, pp. 109–143 (1999)

[MIS, 2009] L. Jr. Mishnaevsky et P. Brøndsted, Micromechanisms of damage in unidirectional fiber reinforced composites : 3D computational analysis, *Composites Science and Technology* (2009)

[MOë, 2002] N. Moës et T. Belytschko, Extended finite element method for cohesive crack growth, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 69, pp. 813–833 (2002)

[MOU, 1999] A.P. Mouritz, M.K. Bannister, P.J. Falzon et K.H. Leong, Review of applications for advanced three-dimensional fibre textile composites, *Composites Part A*, vol. 30, pp. 1445–1461 (1999)

[NAI, 2002] N.K. Naik, SK.N.M. Azad et P. Durga Prasad, Stress and failure analysis of 3D angle interlock woven composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 36, n° 1, pp. 93–123 (2002)

[NAU, 2007] S. Nauman, Modélisation géométrique de tissu 3D interlock, Master's thesis, ENSAIT (2007)

[NAU, 2011] S. Nauman, P. Lapeyronnie, I. Cristian, F. Boussu et V. Koncar, On line measurement of structural deformations in composites, *Sensor Journal* (2011)

[ORI, 2008] A.C. Orifici, I. Herszberg et R.S. Thomson, Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure, *Composite Structures*, vol. 86, n° 1-3, pp. 194–210 (2008)

[PAG, 2000] N.J. Pagano et G.A. Schoeppner, Delamination of Polymer Matrix Composites : Problems and Assessment, A. Kelly et C. Zweben (editors), Comprehensive Composite Materials, 433–528 (Pergamon, 2000)

[PEI, 1937] F. Peirce, The geometry of cloth structure, *Polymer Composites*, vol. 28, pp. 45–97 (1937)

[POC, 1999] K. Pochiraju et T.-W. Chou, Three-dimensionally woven and braided composites. I : A model for anisotropic stiffness prediction, *Polymer Composites*, vol. 20, n° 4, pp. 565–580 (1999)

[POT, 2008] P. Potluri et T.V. Sagar, Compaction modelling of textile preforms for composite structures, *Composite Structures*, vol. 86, n° 1-3, pp. 177–185 (2008)

[RAG, 2005] P. Raghavan et S. Ghosh, A continuum damage mechanics model for unidirectional composites undergoing interfacial debonding, *Mechanics of Materials*, vol. 37, pp. 955–979 (2005)

[RUD, 2003] S. Rudov-Clark, A.P. Mouritz, L. Lee et M.K. Bannister, Fibre damage in the manufacture of advanced three-dimensional woven composites, *Composites Part A*, vol. 34, pp. 963–970 (2003)

[RYB, 1977] E.F. Rybicki et M.F. Kanninen, A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral, *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 9, n° 4, pp. 931–938 (1977)

[SAN, 1992] J. Sanchez-Hubert et E. Sanchez-Palencia, Introduction aux méthodes asymptotiques et à l'homogénéisation (Masson, 1992)

[SCH, 2007] J.S.U. Schell, M. Deléglise, C. Binetruy, P. Krawczak et P. Ermanni, Numerical prediction and experimental characterisation of meso-scale-voids in liquid composite moulding, *Composites : Part A*, vol. 38, pp. 2460–2470 (2007)

[SHE, 2003] S.Z. Sheng et S.V. Hoa, Modeling of 3D angle interlock woven fabric composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 16, pp. 45–58 (2003)

[SHE, 2007] M. Sherburn, Geometric and mechanical modelling of textiles, Ph.D. thesis, School of Mechanical Materials and Manufacturing Engineering, University of Nottingham (2007)

[SMI, 2000] P.A. Smith, Carbon Fiber Reinforced Plastics - Properties, A. Kelly et C. Zweben (editors), Comprehensive Composite Materials, 107–150 (Pergamon, 2000)

[SUN, 2005] B. Sun, B. Gu et X. Ding, Compressive behaviour of 3-D angle-interlock woven fabric composites at various strain rates, *Polymer Testing*, vol. 24, pp. 447–454 (2005)

[TAN, 1999] P. Tan, L. Tong et G.P. Steven, Micromechanics models for mechanical and thermomechanical properties of 3D through-the-thickness angle interlock woven composites, *Composites Part A*, vol. 30, pp. 637–648 (1999)

[TAN, 2000] P. Tan, L. Tong, G.P. Steven et T. Ishikawa, Behavior of 3D orthogonal woven CFRP composites. Part I. Experimental investigation, *Composites Part A*, vol. 31, pp. 259–271 (2000)

[VEN, 2007] M. Venkat-Rao, P. Mahajan et R.K. Mittal, Effect of architecture on mechanical properties of carbon/carbon composites, *Composite Structures* (2007)

[VER, 2005] I. Verpoest et S.V. Lomov, Virtual textile composites software WiseTex : Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis, *Composites Science and Technology*, vol. 65, pp. 2563–2574 (2005)

[WHI, 1989] T.J. Whitney et T.-W. Chou, Modeling of 3-D angle-interlock textile structural composites, *Journal of Composite Materials*, vol. 23, pp. 890–911 (1989)

[XU, 1995] J. Xu, B.N. Cox, M.A. McGlockton et W.C. Carter, A binary model of textile composites : II The elastic regime, *Acta Metall. Mater.*, vol. 43, n° 9, pp. 3511–3524 (1995)

[XU, 2002] X.F. Xu et P. Qiao, Homogenized elastic properties of honeycomb sandiwch with skin effect, *International Journal of Solids and Structures*, vol. 39, pp. 2153–2188 (2002)

[ZHA, 2003] C. Zhang, Characterization and modeling of 3D woven composites, Ph.D. thesis, Graduate Faculty of North Carolina State University (2003)

Table des figures

1.1 Tissu 3D orthogonal [ADA, 1998] 8

1.2 Tissus 3D interlocks d'angle : (a) couche-à-couche [NAU, 2007] et (b) dans l'épaisseur [ADA, 1998] 8

1.3 Tissus interlocks d'angle avec un entrelacement constant [BOU, 2007] . . . 9

1.4 Tissus interlocks d'angle avec un entrelacement non constant [BOU, 2007] . 9

1.5 Schéma d'un métier à tisser 3D 12

1.6 Procédé RTM [ADV, 2000] 12

1.7 Procédé VARTM [DON, 2006] 13

1.8 Aube de rotor en composite interlock (SNECMA) [LUY, 2009] 14

1.9 Représentation d'un fil liant par des segments droits [TAN, 1999] 17

1.10 Chemin d'un fil à l'aide de fonctions elliptique et affine [SHE, 2003] 17

1.11 Orientation d'un fil dans l'espace [SHE, 2003] 18

1.12 Schématisation des déformations d'un fil dans le plan et hors-plan [HOF, 2001] 18

1.13 Section en forme d'ellipse puissance [SHE, 2007] 19

1.14 Sections lenticulaires [SHE, 2007] 20

1.15 Section d'un fil non déformée et déformée [HOF, 2001] 20

1.16 Interpolation entre une section elliptique et une section lenticulaire [SHE, 2007] 21

1.17 Phénomène de compaction des tissus [POT, 2008] 22

1.18 Plan stratifié incliné [WHI, 1989] 27

1.19 Schéma d'un bloc stratifié sans matrice [TAN, 1999] 29

1.20 Modélisation de la cellule unité (a) par blocs (b) [LI, 2010] 29

1.21 Volume représentatif des fils du composite unidirectionnel [CAR, 2001] . . 34

1.22 Conditions aux limites du VER [CAR, 2001] 35

1.23 Loi de traction-séparation en mode combiné [HAR, 2008] 39

1.24 Phénomène de glissement et de blocage [MCG, 2003] 42

1.25 Séparation des couches dans le module 3D Weave Tech 43
1.26 Définition d'une section pour éviter la pénétration des fils [VER, 2005] . . 45
1.27 Eprouvette haltère pour essais de traction [COX, 1996] 47
1.28 Eprouvette rectangulaire pour essais de traction [TAN, 2000] 48
1.29 Courbe de traction d'un composite interlock d'angle couche-à-couche [COX, 1996] 48
1.30 Ruptures localisées sur la courbe de traction [JOH, 2001] 49
1.31 Influence de l'ondulation sur la formation de ruptures transverses [JOH, 2001] 50
1.32 Ecrasement des fils de chaîne [MCG, 2003] 51
1.33 Mécanismes de rupture en compression d'un tissu 3D orthogonal [KUO, 2006] 51
1.34 Faciès de rupture après perforation de stratifié (gauche) et composite orthogonal (droite) [BAU, 2005] 52

2.1 Schéma d'un métier à tisser au laboratoire GEMTEX de l'ENSAIT 57
2.2 Bobinage des fils de carbone 57
2.3 Cantre avec bobines 58
2.4 Planche d'empoutage 58
2.5 Renfort interlock 8 couches 58
2.6 Défauts possibles du renfort : boucles en surface et architecture modifiée . 58
2.7 Vue en 3D d'un tissu interlock sec par tomographie aux rayons X 59
2.8 Ancienne architecture 8 couches - chaîne liante 59
2.9 Nouvelle architecture 8 couches - chaîne droite 59
2.10 Coupe transversale microscopique d'un fil de trame 60
2.11 Schéma d'ordre d'insertion des fils de trame 61
2.12 Usure des fils dans le système de levage 61
2.13 Endommagement au cours du bobinage 61
2.14 Navette pour l'insertion des fils de trame 61
2.15 Schéma du montage d'infusion 64
2.16 Infusion d'un renfort 3D 64
2.17 Canaux préférentiels 65
2.18 Schématisation de la formation de porosités intra-filaires 66
2.19 Schématisation de la formation de porosités inter-filaires 66
2.20 Prélèvement des échantillons dans le composite interlock 66

2.21 Coupe du composite interlock dans la direction trame : mesure des dimensions des porosités 67
2.22 Localisations principales des porosités dans le composite interlock 67
2.23 Influence du drainant sur les taux de porosités (direction trame) 69
2.24 Evolution du taux de porosités (direction trame) le long de la plaque . . . 69
2.25 Sections lenticulaire et trapézoïdale d'un fil de trame 70
2.26 Renfort après calcination 71
2.27 Coupe transversale microscopique d'un fil de chaîne 72
2.28 (a) Mise en tension des fils pendant la réticulation, (b) Eprouvette, (c) Essai de traction 75
2.29 Essais de traction sur éprouvettes de composite interlock 75
2.30 Courbes de traction contrainte/déformation dans les directions chaîne et trame 77
2.31 Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 8 couches dans la direction chaîne 77
2.32 Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 8 couches dans la direction trame 78
2.33 Faciès de rupture en traction d'un composite interlock 13 couches dans la direction trame 78
2.34 Faciès de rupture en traction direction trame d'un composite interlock 13 couches avec arrêt du délaminage 79
2.35 Courbes force/flèche dans les directions chaîne et trame au cours d'un essai de flexion 3 points 80
2.36 Faciès de rupture en flexion dans la direction chaîne 81
2.37 Schéma du phénomène de rupture en flexion dans la direction chaîne . . . 81
2.38 Faciès de rupture en flexion dans la direction trame 82
2.39 Schéma du phénomène de rupture en flexion dans la direction trame 82

3.1 Cellule unité utilisée par Buannic et al. [BUA, 2003] 90
3.2 Dimensions des sections lenticulaires des fils de chaîne et des espaces les séparant (en mm) 93
3.3 Dimensions des sections lenticulaires des fils de trame et des espaces les séparant (en mm) 93
3.4 Partition des sections lenticulaires sur les faces 99
3.5 Partition volumique des fils de chaîne 99
3.6 Partition volumique pour les fibres neutres de trame 99

3.7 Partition volumique des fils de trame 99
3.8 Fils partitionnés pour orientation des propriétés matériaux 99
3.9 Partition de la cellule pour un maillage adapté 99
3.10 Maillage final de la cellule 100
3.11 Conditions aux limites contre les modes rigides 100
3.12 Tenseurs, chargements appliqués et champs de déformation en membrane . 101
3.13 Tenseurs, chargements appliqués et champs de déformation en courbure . . 102
3.14 Représentation du sandwich obtenu par aiguilletage Napco® 103
3.15 Configuration hexagonale des UDs [MIC, 1999] et cellule unité choisie . . . 103
3.16 Modules d'Young dans le plan en fonction de la densité des UDs 104
3.17 Coefficients de Poisson dans le plan en fonction de la densité des UDs . . . 104
3.18 Flèche de la mousse renforcée en flexion pure 105
3.19 Flèche de la mousse renforcée en flexion simple 105
3.20 Flexion simple de la mousse renforcée 106
3.21 Structures 3D composées d'une, deux ou quatre cellules dans la direction trame 108
3.22 Structures 3D composées d'une, deux ou quatre cellules dans la direction chaîne 109
3.23 Comparaison numérique 3D/analytique en traction de 1, 2 et 4 cellules dans la direction trame 110
3.24 Comparaison numérique 3D/analytique en traction d'une cellule dans la direction chaîne 110
3.25 Comparaison numérique 3D/analytique en traction de 2 cellules dans la direction chaîne 110
3.26 Comparaison numérique 3D/analytique en flexion pure d'une cellule dans la direction trame 111
3.27 Comparaison numérique 3D/analytique en flexion pure de 2 cellules dans la direction trame 111
3.28 Comparaison numérique 3D/analytique en flexion simple de 2 cellules dans la direction trame 111
3.29 Comparaison numérique 3D/analytique en flexion simple de 2 cellules dans la direction chaîne 111
3.30 Comparaison numérique 3D/numérique 2D en cisaillement d'une cellule dans la direction chaîne 112

3.31 Comparaison numérique 3D/numérique 2D en cisaillement de 2 cellules dans la direction chaîne 112

3.32 Comparaison expérimentale/numérique en traction dans les directions chaîne et trame 115

3.33 Comparaison expérimentale/numérique en flexion dans les directions chaîne et trame 115

4.1 Loi de comportement "traction-séparation" bi-linéaire 122

4.2 Décohésion le long d'un renfort transverse (flexion trois points) 123

4.3 Cellule unité du sandwich Napco® sans les peaux 124

4.4 Courbes d'endommagement en traction uniaxiale (a et b) et en traction équibiaxiale (c et d) [RAG, 2005] 125

4.5 Courbe d'endommagement de la cellule Napco® 2D en traction uniaxiale [LAI, 2009] 126

4.6 Décohésion totale d'une interface trop faible due à un chargement uniaxial suivant l'axe horizontal [LAI, 2009] 126

4.7 Décohésion stabilisée en traction uniaxiale suivant l'axe horizontal [LAI, 2009] 126

4.8 Extrémité inclinée d'un fil liant 128

4.9 Création des fils de trame 128

4.10 Angle d'inclinaison pour le calcul de la section normale 129

4.11 Courbes d'endommagement en traction uniaxiale dans la direction trame . 130

4.12 Etat des contraintes (dans la direction des fils) correspondant au pic de la courbe rouge de Fig. 4.11 130

4.13 Ouvertures de décohésion à l'interface des fils de trame 131

Liste des tableaux

1.1 Propriétés de matériaux composites et paramètres de cohésion associés . . 40

2.1 Propriétés mécaniques des fibres de carbone IM7 56
2.2 Caractéristiques physiques du système époxy Epolam 5015 63
2.3 Taux de porosités intra-filaires, inter-filaires, de surface et globaux 69
2.4 Dimensions géométriques du composite interlock 70
2.5 Fractions volumiques de fibres totale et de chaque type de fil dans le composite 72
2.6 Fraction volumique de fibres dans chaque type de fil 72
2.7 Comparaison entre sections de fil mesurée et cumulée des fibres théorique . 72
2.8 Propriétés des fibres avant et après tissage 74
2.9 Modules élastiques en traction et en flexion du composite 83

3.1 Modules longitudinaux du composite à partir des fractions volumiques de fibres 86
3.2 Modules longitudinaux des fils imprégnés 86
3.3 Modules longitudinaux du composite à partir des fractions volumiques des fils 87
3.4 Données d'entrée géométriques de l'interlock étudié 94
3.5 Propriétés mécaniques des constituants et du fil imprégné 97
3.6 Propriétés des constituants de la mousse renforcée [GUI, 2008] 100
3.7 Constantes élastiques planes homogénéisées par les méthodes d'homogénéisation périodique et de Mori-Tanaka 103
3.8 Nombres d'éléments selon la taille de la structure 3D 108
3.9 Modules analytiques et numériques équivalents en traction 112
3.10 Modules expérimentaux et numériques équivalents en traction et flexion . . 113
3.11 Modules numériques équivalents en traction et flexion (fils tous intacts) . . 113

4.1 Propriétés de cohésion renfort/mousse PU 126

4.2 Propriétés de cohésion d'un stratifié carbone/époxy [HAR, 2008] 128
4.3 Propriétés de décohésion carbone/époxy [RAG, 2005] 129

TITRE : Mise en œuvre et comportement mécanique de composites organiques renforcés de structures 3D interlocks

RESUME : Les composites 3D renforcés de tissus interlocks d'angle couche-à-couche sont recherchés pour leurs bonnes résistances au délaminage et aux impacts. Cependant, la détermination précise du comportement mécanique de tels composites est complexe à cause de leur architecture numérique. L'objectif de ce travail est de déterminer les modules élastiques d'une plaque équivalente, en traction et en flexion, par une méthode d'homogénéisation asymptotique appliquée à une cellule unité périodique. Un programme spécifique est développé, permettant la modélisation géométrique et l'analyse mécanique de manière systématique et efficace. Cet outil permet de considérer l'influence du procédé de fabrication sur les paramètres géométriques et matériaux : l'architecture réelle après infusion et l'endommagement des fils durant le tissage. Les propriétés élastiques équivalentes sont validées par des simulations de plaques hétérogènes 3D et par comparaison expérimentale. L'interface fil/matrice est aussi analysée pour l'initiation d'endommagement dans le composite, introduit dans l'outil numérique par des surfaces cohésives, afin de compléter la modélisation du comportement mécanique.

MOTS-CLES : Composites 3D, tissu interlock, homogénéisation, modélisation par élémets finis, tissage, infusion.

TITLE : Manufacturing and mechanical behaviour of polymer composites reinforced with 3D interlock structures

ABSTRACT : 3D composites reinforced with layer-to-layer angle-interlock fabrics are attractive due to their superior properties in delamination and impact damage resistance. Nevertheless, the accurate prediction of the mechanical behavior of such composites is challenging due to the complex architecture. The purpose of this work is to assess the equivalent membrane and bending elastic moduli of the shell-type structure by a numerical asymptotic homogenization procedure on a periodic unit cell. A specific program is developed, allowing for parameterized geometrical modeling and mechanical analysis in a systematic and efficient way. This numerical tool enables to consider the influence of the manufacturing process on the geometric and material parameters : the real composite architecture after infusion and the yarn damage during weaving. The effective elastic properties are finally validated using numerical computations on 3D heterogeneous plates and by comparison with experimental tests. The yarn/matrix interface is also analyzed in terms of damage initiation into the composite, represented by cohesive surfaces in the numerical tool, in order to complete the understanding of its mechanical behavior.

KEY WORDS : 3D composites, interlock fabric, homogenization, finite element modelling, weaving, resin infusion.