

N°d'ordre NNT: 2017LYSEI079

THESE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON

opérée au sein de

(l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon)

Ecole Doctorale N° 162 **(Mécanique, Energétique, Génie civil, Acoustique)**

Spécialité de doctorat :

GENIE MECANIQUE

Soutenue publiquement le 14 Septembre 2017, par : Ismael AZEHAF

MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE ET DE LA PERMEABILITE DES RENFORTS TISSES

Devant le jury composé de :

P. Boisse Professeur (INSA de Lyon) Dir. De thèse L. Orgeas DR (CNRS – Univ. Grenoble Alpes) Co-directeur N. Hamila HDR (INSA de Lyon) Examinateur Professeur (Polytech Orléans) G. Hivet Rapporteur X. Legrand HDR (ENSAIT Roubaix) Rapporteur S. Rolland du Roscoat Maitre de conférences (Univ. Grenoble Alpes) Examinateur

Modélisation du comportement mécanique et de la perméabilité des renforts tissés

La mise en forme des pièces composites par Resin Transfert Molding (RTM) nécessite de maîtriser, en autre, deux étapes clés : la déformation à sec du renfort et l'injection de la résine. Dans une démarche d'optimisation du procédé, la simulation numérique est un outil incontournable. Ces travaux de thèse s'inscrivent dans cette thématique avec deux contributions essentielles :

- Mésomécanique: les renforts textiles sont des milieux poreux périodiques. Ces caractéristiques incitent à les modéliser à l'échelle mésoscopique, où le modèle géométrique se réduit à un Volume Elémentaire Représentatif (VER). A cette échelle, le problème de référence à résoudre est fortement non linéaire: comportement non linéaire des mèches, grandes transformations et contact entre mèches. La résolution par une méthode élément fini se heurte à une problématique: la formation de surfaces de contact entre le VER et ses voisines. Une partie de la déformation provient de ce contact formé aux frontières de la période. Aucune solution robuste ne permet à l'heure actuelle de prendre en compte ce contact. Le premier objectif de cette thèse est d'apporter une solution à cette problématique.
- Etude de perméabilité: la qualité des pièces composites en fin de chaîne de production dépend en partie du processus d'assemblage matrice/renfort. L'un des paramètres qui conditionne le bon déroulement de cet assemblage est la perméabilité du renfort. Expérimentalement, c'est une propriété très difficile à estimer. La simulation numérique est un moyen alternatif d'y accéder, avec la possibilité d'imposer des conditions aux limites parfaites au sens mathématique. De nombreuses études ont été réalisées dans le cas 2D. Le second objectif de cette thèse est de proposer en parti une méthode pour estimer par le calcul la perméabilité d'un renfort 3D.

Table des matières

Liste des illustrations

Liste des tableaux

Introduction générale

Chapitre 1 Matériaux composites à renforts textiles

1.1. Introduction	12
1.2. Matériaux composites : généralités	12
1.3. Textiles à usages techniques	14
1.3.1. Principe	14
A. Définition	14
B. Elaboration des fibres et des mèches	15
C. Construction du tissu	16
1.3.2. Préformes tissées 2D	18
1.3.3. Préformes tissées 3D	20
1.3.4. Caractère multi-échelles des renforts tissés	21
1.4. Assemblage matrice/renfort	22
1.5. Comportement mécanique des renforts textiles tissés	24
1.5.1. Echelle microscopique	24
1.5.2. Echelle mésoscopique	25
A. Tomographie à rayons X	25
B. Comportement mécanique de la mèche de fibres	29
1.5.3. Comportement mécanique des interlocks 3D de fibres de carbone	32
A. Traction uniaxiale	33
B. Compression dans le plan des tissus interlocks	34
C. Cisaillement dans le plan des interlocks	36
D. Cisaillement transverse	40
E. Compression transverse	42
F. Flexion	43
1.6. Objectif de la thèse	44
1.7. Conclusion du chapitre 1	45
Chapitre 2 Simulation mésoscopique et homogénéisation de renforts tissés	
2.1. Introduction	46
2.2. Modélisation des renforts tissés	47

2.2.1. Approche macroscopique	47
A. Principe	47
B. Modèles mécaniques continus	48
C. Modèles mécaniques semi-discrets	48
2.2.2. Approches multi-échelles	49
A. Objectif	49
B. Homogénéisation	49
C. Modélisation à l'échelle fine	53
2.2.3. Simulation numérique de la mise en forme des renforts textiles	56
2.3. Changement d'échelle Macro/Meso pour un renfort tissé	58
2.3.1. Matériaux étudiés	58
A. Architecture 2D	58
B. Architecture 3D	58
2.3.2. Loi de comportement des mèches de fibres	60
2.3.3. Modélisation multi-échelles	61
2.3.4. Milieu poreux multi-corps en grandes transformations	66
2.4. Conditions aux limites périodiques généralisées	69
2.4.1. Géométrie	70
2.4.2. Périodicité	72
2.4.3. Maillage	73
2.4.4. Exemple	74
2.5. Etude comparative : architecture 2D	75
2.5.1. Conditions aux limites tests	75
2.5.2. Traction uni-axiale	79
A. Cinématique	79
B. Convergence du champ de contraintes homogénéisé	79
C. Comparaison des résultats	82
2.5.3. Cisaillement pur	82
A. Cinématique	82
B. Convergence du champ de contraintes homogénéisé	84
C. Comparaison des résultats	86
2.5.4. Cisaillement simple	86
A. Cinématique	86
B. Convergence du champ de contrainte homogénéisé	87
C. Comparaison des résultats	89
2.5.5. Bilan	90
2.6. Application aux interlocks	90
2.6.1. Cisaillement transverse simple	91

2.6.2. Compression transverse	91
2.6.3. Bilan	92
2.7. Conclusion du chapitre 2	93
Chapitre 3 Calcul de perméabilité	
3.1. Objectif	94
3.2. Moyens et Méthodes	94
3.2.1. Tomographe	94
3.2.2. Banc d'essais	95
3.2.3. Protocole expérimental	97
A. Armure toile 2D: cisaillement plan	97
B. Armure sergé 3D : cisaillement plan	98
C. Armure sergé 3D : compression transverse	99
3.3. Modélisation de la phase d'injection	99
3.3.1. Renforts fibreux : milieux poreux	99
3.3.2. Propriétés géométriques	100
3.3.3. Perméabilité	101
3.4. Résultats pour l'armure 2D	101
3.4.1. Calcul de perméabilité	101
A. Méthodologie	101
B. Modèle mathématique	102
C. Résultats préliminaires	103
3.4.2. Cisaillement plan	104
3.4.3. Prise en compte des interfaces renfort/moule	105
A. Contact renfort/moule tangent	106
B. Entrefer poinçon/matrice fixe	106
3.5. Résultats pour l'armure 3D	109
3.5.1. Cisaillement	109
3.5.2. Compression transverse	110
3.6. Conclusion du chapitre 3	110

Conclusion générale

Bibliographie

Liste des illustrations

Figure 1.1 – Schéma d'un composite à fibres longues	11
Figure 1.2 – Processus d'élaboration des fibres : (a) verre et (b) carbone	12
Figure 1.3 – Armures textiles : (a) tissé 2d (fmc-composites), (b) tissé 2.5d, (c) tressé bi-axial (Eurocarbon®), (d) tressé tri-axial (Gernitex®) et (e) tricot 2d	14
Figure 1.4 – Embuvage chaine et retrait trame	15
Figure 1.5 – Armures tissées fondamentales : (a) toile (plain weave), (b) sergé de 4 effet chaine (twill weave) et (c) satin de 8 (satin weave)	16
Figure 1.6 – Les quatre catégories de tissage 3D [HU08]	18
Figure 1.7 – Caractère multi-échelles des renforts textiles	19
Figure 1.8 – Procédé R.T.M.	20
Figure 1.9 – Mise en forme d'une aube de soufflante de turboréacteur	20
Figure 1.10 – Essai de traction sur fibre de carbone : (a) Dispositif [AST14] et (b) courbe expérimentale [KAN13]	22
Figure 1.11 – Principe de fonctionnement de la source à rayons X	23
Figure 1.12 – Principe général de la reconstruction : recueil des donnée [THI13]	24
Figure 1.13 – Reconstruction d'un volume d'image pour un essai de flexion effectué dans ce travail sur un interlock de fibres de carbone (Résolution : 55µm)	25
Figure 1.14 – Niveau de seuillage pour la segmentation	25
Figure 1.15 – Outil pour le choix du seuil : (a) plot profile local le long d'une ligne d'une image et (b) histogramme calculé sur toute l'image	26
Figure 1.16 – Comportement en tension de mèches [DUM03]	26
Figure 1.17 – Vue en coupe par microtomographie d'une mèche en compression [BAD 08b]	27
Figure 1.18 – Distorsion ou cisaillement transverse de mèche [MAT15]	28
Figure 1.19 – Cisaillement transverse d'une mèche [MAT15]	28
Figure 1.20 – Mécanismes intervenant dans la flexion d'une mèche [LAT11]	29
Figure 1.21 – Traction uniaxiale sur une toile de verre : mécanismes et courbe expérimentale [BUE98]	30
Figure 1.22 – Compression transverse sens trame : dispositif	31
Figure 1.23 – Compression d'un interlock 3D dans le sens trame et chaine: courbes expérimentales	32
Figure 1.24- Compression longitudinale sens chaine et contrôle du flambement	32
Figure 1.25 – Essai du cadre (Picture Frame)	34
Figure 1.26 – Cinématique et dispositif expérimental du bias extension test [CHA11]	35
Figure 1.27 – Couple surfacique obtenu à partir d'un BET	36
Figure 1.28 – Angle théorique vs angle expérimental : (a) résultat dans [LUY09b] et (b) résultat sur interlock {A/I-B/L}	37
Figure 1.29 – Essai de cisaillement transverse simple : (a) épaisseur constante et (b)	37

S	pécimen	libre	de	se	déformer	suivant	\overline{M}_3

Figure 1.30 – Montage de cisaillement transverse à mors libres	38
Figure 1.31 – Cisaillement transverse de l'échantillon interlock	39
Figure 1.32 – Mesure du phénomène de foisonnement d'une éprouvette interlock	39
Figure 1.33 – Essai de compression transverse d'une éprouvette interlock	40
Figure 1.34 – Essai de flexion 3 points	40
Figure 1.35 – Projet INTERLOCK 3D : entités et organisation	41
Figure 2.1 – Approche macroscopique	44
Figure 2.2 – Elément brique semi-discret à 8 nœuds et application [LUY 09b]	45
Figure 2.3 – Approche multi-échelles	46
Figure 2.4 – Séparation d'échelles au sens du chargement [BOU93]	47
Figure 2.5 – Réponse d'un matériau périodique à une sollicitation mécanique	48
Figure 2.6 – Méthode FE ²	49
Figure 2.7 – Modélisation à l'échelle microscopique : (a) modèle de Zhou [ZHO04], (b) modèle de Durville [DUR10] en configuration initiale et (c) modèle de Durville [DUR10] en configuration tissé	51
Figure 2.8 – Simulation de la mise en forme de renfort composites : (a) modèle semi-discret [LUY09b], (b) modèle 2D continu [KHA10], (c) modèle 3D continu [CHA12] et (d) modèle 2D semi-discret [HAM07]	54
Figure 2.9 – Simulation macro/meso de la mise en forme : (a) [SAI15], (b) [SAI13], (c) [GAT10], (d) [TAV12], (e) [NIS13] et (f) [BAY15] Figure 2.10 – Modèle géométrique CATIA de l'architecture plain weave dont les	54
dimensions ont été extraites d'images 3D	56
Figure 2.11 – Modèle géométrique CATIA de l'architecture sergé 3x3 interlock	56
Figure 2.12 – Vue en coupe du renfort interlock: (a) plan chaine et (b) plan trame	57
Figure 2.13 – Périodicité dans l'épaisseur	57
Figure 2.14 – Domaine macroscopique en configuration initiale	59
Figure 2.15 – Superposition des domaines macro et meso en configuration initiale	60
Figure 2.16 – Superposition des domaines macro et meso en configuration déformée	61
Figure 2.17 – Distribution spatiale des mesopores en fonction de la forme du VER	63
Figure 2.19 – Mesostructure à 4 VER : (a) sollicitation en traction simple et (b) sollicitation en cisaillement pure	64
Figure 2.20 – Comparaison d'un essai de cisaillement pur : calcul sur mesostructure à 4 VER vs calcul sur VER type II	65
Figure 2.21 – Comparaison d'un essai de compression transverse : périodicité 2D vs périodicité 3D	66
Figure 2.22 – Modèle éléments finis modifié	67

Figure 2.23 – Modèle éléments finis modifié : géométrie réduite	68
Figure 2.24 – Modèle éléments finis pour l'application de conditions aux limites périodiques généralisées : application à l'armure interlock couche-à-couche	68
Figure 2.25 – Modèle éléments finis illustrant le maillage volumique du VER et le maillage surfacique de la matière environnante	70
Figure 2.26 – Conditions aux limites périodiques généralisées sur un VER type I en cisaillement pure: (a) cisaillement de 18°, (b) cisaillement de 23°, (c) cisaillement de 45°	71
Figure 2.27 – Convergence vers les propriétés effectives en fonction du type de conditions aux limites [TER00]	72
Figure 2.28 – Conditions aux limites "expérimentale" en traction simple: (a) configuration initiale, (b) configuration déformée	73
Figure 2.29 – Conditions aux limites "expérimentale" en cisaillement pure: (a) configuration initiale, (b) configuration déformée	74
Figure 2.30 – Traction simple: (a) ε_h et E_{xp} , (b) $\mathcal{P}_{classiques}$, (c) $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$	75
Figure 2.31 – Convergence pour les conditions aux limites en déformation homogène : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison	76
de $\langle S_{12} \rangle$	
Figure 2.32 – Convergence pour les conditions aux limites expérimentales : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$	76
Figure 2.33 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques :	
(a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$	77
Figure 2.34 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées :	77
(a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$,,
Figure 2.35 – Traction simple : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et	78
(c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$	70
Figure 2.36 – Cisaillement pure: (a) ε_h et E_{xp} , (b) $\mathcal{P}_{classiques}$, (c) $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$	79
Figure 2.37 - (a) Effet de bords en deformation homogène, (b) Champ fluctuant en	79
conditions aux limites périodiques Figure 2.38 - Convergence pour les conditions aux limites en déformation	
homogène : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne	80
Figure 2.39 - Convergence pour les conditions aux limites expérimentales : (a)	01
comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne	81
Figure 2.40 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques :	81
(a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne	01
Figure 2.41 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées :	81
(a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne Figure 2.42 – Cisaillement pur : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de	
l'énergie interne	82
Figure 2.43 In-plan simple shear test: (a) KUBC geometry, (b) CPBC geometry, (c)	00
XPBC geometry	83
Figure 2.44 - Convergence pour les conditions aux limites en déformation	
homogène : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de	84
$\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne	
Figure 2.45 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques: (a)	84
comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne	04
Figure 2.46 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées:	
(a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d)	85
comparaison de l'énergie interne	

Figure 2.47 – Cisaillement simple : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne	85
Figure 2.48 - Cisaillement transverse suivant la direction trame	87
Figure 2.49 - Cisaillement transverse suivant la direction chaine	88
Figure 2.50 – Contraintes de Cauchy homogénéisées	88
Figure 3.1 – Tomographe du laboratoire 3SR Grenoble	91
Figure 3.2 – Dispositif de compression conçu et mis au point	91
Figure 3.3 – Principe de l'essai de compression transverse avec observation in-situ	92
Figure 3.4 - Cisaillement plan par compression hors axe : principe	93
Figure 3.5 – Cisaillement des échantillons pour l'armure 2D	94
Figure 3.6 – Cisaillement des échantillons pour l'armure 3D	94
Figure 3.7 – Compression des échantillons pour l'armure 3D	95
Figure 3.8 – Visualisation des pores intra et inter torons dans une vue transverse d'un interlock	96
Figure 3.9 – Milieu poreux modélisé par un réseau de tubes capillaires où la longueur <i>L</i> permet de définir la tortuosité [GUY91]	97
Figure 3.10 - Influence de la vitesse de l'écoulement sur le choix des équations décrivant sa cinématique [CHE12]	98
Figure 3.11 – Mesostructures interlocks utilisées pour l'étude préliminaire. Dimensions 5x5x10mm (125x125x250 pixels)	99
Figure 3.12 – Evolution des composantes principales du tenseur de perméabilité en fonction du résidu	99
Figure 3.13 – Evolution des composantes principales du tenseur de perméabilité et du taux de fibres en fonction de la taille de la mésostructure	100
Figure 3.14 – Impact des variations du taux de fibres sur la perméabilité [GR008]	100
Figure 3.15 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité avec l'angle de cisaillement : cas 3D simple	101
Figure 3.16 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité avec l'angle de cisaillement : cas du contact renfort/moule tangent	102
Figure 3.17 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité : (a) positionnement symétrique et (b) position asymétrique	103
Figure 3.18 – Champ de vitesse dans le milieu poreux	104
Figure 3.19 – Perméabilité en fonction du jeu moule/renfort	105
Figure 3.20 – Evolution de la porosité (a) et des composantes principales du tenseur de perméabilité (b) pour le renfort interlock cisaillé	105
Figure 3.21 – Configuration initiale et déformée du renfort interlock cisaillé	106
Figure 3.22 – Evolution de la porosité (a) et des composantes principales du tenseur de perméabilité (b) pour le renfort interlock comprimé	106
Figure 3.23 – Configuration initiale et déformée du renfort interlock comprimé	107

Introduction

En ingénierie, l'optimisation des produits est au cœur des préoccupations. Le gain de performance passe par l'utilisation de matériaux plus résistants et plus légers. Les matériaux métalliques traditionnels peuvent répondre à ce besoin si les traitements thermiques, chimiques ou mécaniques appropriés sont réalisés. Cependant, ils sont généralement surclassés par une autre catégorie de matériaux : les composites à matrices organiques et renforts fibreux. Inspiré du monde végétal, les matériaux composites consistent à mêler au moins deux matériaux différents pour en former un seul. Les performances du matériau résultant sont meilleures que celles de ses constituants pris séparément. Le domaine aéronautique est l'un des premiers à avoir employé ces matériaux avec des résultats prodigieux. Un exemple marquant est la conception et la production de l'Airbus A350 XWB et du Boeing 787, tous deux formés à 50% de composites. Dans le même domaine, une autre réalisation majeure est le moteur LEAP développé par Safran Aircraft Engines, dont le rendement est amélioré de 15% par rapport à ces prédécesseurs grâce à l'intégration de composites dans sa conception. Outre l'aéronautique, l'automobile, le naval, le BTP et l'industrie au sens large sont aussi de sérieux débouchés pour les composites.

Cette montée en puissance oblige les professionnels à relever un défi de taille : l'optimisation des processus de fabrication et des cadences de production pour rendre les composites plus compétitifs que les métaux, ou autres matériaux de structures, y compris en grande série. Cela passe par maîtriser complétement la production et limiter au maximum le nombre de pièces défectueuses. La fabrication d'une pièce composite implique de nombreuses opérations, dont certaines sont encore manuelles. La formation de défauts peut donc être d'origines diverses. C'est le cas par exemple du procédé Resin Transfert Molding (RTM), un procédé de fabrication destiné aux composites à matrice organique (CMO), au cœur de ce travail. Pour anticiper ces défauts, une première approche purement expérimentale peut être envisagée. Elle consiste à mettre en place un cycle essais/erreurs, i.e. faire varier les différents paramètres du procédé jusqu'à trouver de manière empirique la configuration optimale. Cette stratégie est directe mais coûteuse en temps et en argent. De plus, elle ne conduit pas systématiquement au jeu optimum de paramètres. L'alternative serait de pouvoir réaliser ces tests virtuellement. C'est là qu'intervient la simulation numérique. Les différentes étapes de la fabrication sont modélisées à l'aide de logiciels de calcul et les résultats des expériences peuvent ainsi être prédits. De nombreux travaux ont été réalisés dans ce sens avec de très bons résultats.

Ce manuscrit de thèse s'inscrit exactement dans cette thématique et plus précisément dans le cadre du projet Interlock 3D financé par l'Agence Nationale de la Recherche (ANR). Ce projet rassemble des entités du secteur privé (Safran Aircraft Engines, Novitom) et des laboratoires de recherches du secteur public (Lamcos, 3SR, Lmssmat...), autour de la caractérisation et de la modélisation des architectures fibreuses 3D. Les travaux consignés ici sont le fruit d'une collaboration entre le laboratoire Lamcos et le laboratoire 3SR. L'objectif est de proposer des outils prédictifs ou des méthodes pour l'optimisation de la mise en forme de pièces composites à matrice organique (CMO) fabriquées par Resin Transfert Modling (RTM). Ce procédé est caractérisé par deux phases majeures : une étape de drapage, où le renfort est déposé sur un moule et acquiert la forme de la pièce finale, le plus souvent par une étape d'estampage ou de compression; une étape d'injection d'une résine à basse pression, qui vient figer les fibres dans la configuration déformée.

La problématique majeure concernant la simulation numérique de l'étape de mise en forme à sec est la formulation d'une loi de comportement à l'échelle macroscopique capable de représenter fidèlement la mécanique du renfort. Les architectures fibreuses telles que les

tissés (2d et 3d) sont des matériaux fortement hétérogènes, multi-phasiques et anisotropes. Il faut être capable de modéliser les phénomènes non-linéaires liés à ces matériaux, aux grandes transformations et aux interférences de contact entre phases. En général, c'est l'approche phénoménologique qui est utilisée pour formuler la loi de comportement à l'échelle de la pièce à former. Plusieurs travaux ont été menés dans ce sens notamment au Lamcos dans [LUY09b] et [CHA11b]. Les résultats obtenus permettent de détecter la formation de plis, de flambements globaux, d'estimer le taux de fibres, une déformation excessive du renfort... L'approche phénoménologique repose sur des hypothèses fortes, notamment le fait de considérer le matériau comme homogène à l'échelle macroscopique. Une alternative consiste à passer par une approche multi-échelles. Elle consiste à construire la loi de comportement d'un matériau homogène équivalent à l'échelle macroscopique, à partir d'une description détaillée du comportement à une échelle dite « fine », plus petite que l'échelle macroscopique. Dans le cas des renforts tissés deux échelles fines sont susceptibles d'être utilisées: l'échelle mésoscopique (celle de la maille élémentaire du textile), où le modèle géométrique se réduit à un Volume Elémentaire Représentatif (VER), l'échelle microscopique (celle de la fibre). Dans le cadre d'une modélisation multi-échelles macro/meso il existe à l'heure actuelle une difficulté technique non résolue : quelles conditions aux limites appliquer sur les bords du VER pour représenter la périodicité du matériau? Pour y répondre plusieurs techniques ont été proposées dans la littérature notamment dans [BAD08b]. Cependant elles ne sont pas transposables à toutes les architectures fibreuses. Le premier objectif des travaux de thèse présentés ici, consiste à proposer une méthode pour l'application de conditions aux limites périodiques dans un milieu poreux périodique en grandes transformations.

La problématique majeure concernant l'injection de la résine est la mesure de la perméabilité du renfort. Une maîtrise parfaite de ce paramètre doit permettre d'éviter la formation de zones sèches dans la pièce finie et de garantir la qualité de l'imprégnation. Dans la littérature on trouve de nombreuses références proposant des protocoles expérimentaux pour mesurer la perméabilité. Mais cette mesure est très complexe à réaliser et les résultats obtenus par différents auteurs ne sont pas toujours en adéquation. L'alternative consiste à exploiter des codes CFD (Computational Fluid Dynamics) permettant d'estimer numériquement la perméabilité, à partir de calculs d'écoulements de type Stokes dans le VER. Là aussi, de nombreuses contributions peuvent être recensées dans la littérature. Le second objectif de cette thèse est de proposer une stratégie pour accéder à la perméabilité de renforts 2D et 3D, à partir de calculs d'écoulement fluide.

Ainsi, le chapitre 1 est consacré à l'étude expérimentale des renforts tissés. Une analyse du comportement non-linéaire de ces matériaux aux différentes échelles d'observation est effectuée. L'objectif de la thèse est ensuite explicité.

Le chapitre 2 traite de la problématique du changement d'échelle macro/meso citée cidessus. Dans le cadre d'une approche multi-échelles les conditions aux limites périodiques sont formulées.

Le chapitre 3 propose une méthodologie pour calculer la perméabilité de renforts 2D et 3D en se basant sur une géométrie réaliste du matériau.

Chapitre 1

Matériaux composites à renfort textile

1.1. Introduction

De nombreuses technologies font appel à des matériaux dotés de propriétés que ne peuvent offrir les matériaux traditionnels (métaux, céramiques et polymères). C'est le cas pour certains matériaux utilisés dans l'industrie aérospatiale, la construction automobile ou encore la protection balistique. Les ingénieurs en aéronautique, notamment, recherchent de plus en plus des matériaux de constructions légers, robustes, rigides et capables de résister aux chocs, à l'abrasion et à la corrosion. Cette combinaison de propriétés est assez exceptionnelle et n'est jamais satisfaite par un seul et unique matériau. Cependant, en associant plusieurs matériaux non miscibles, chacun apportant une contribution spécifique, il est possible de construire artificiellement un matériau possédant la combinaison de propriétés désirées. Cette association forme ce qu'on appelle un matériau composite. Selon le principe de combinaison des propriétés, les propriétés du composite sont plus intéressantes que celles des matériaux qui le constitue. En pratique, la plupart des composites ne comportent que deux phases : l'une appelée matrice, est continue et enveloppe l'autre phase, la fibre de renfort.

Ce manuscrit s'intéresse à une classe particulière de composite : les composites à matrice polymère et à renforts tissés. Plus précisément, l'objet central de cette thèse est de contribuer au développement de méthodes et d'outils numériques pour améliorer la modélisation du comportement de cette classe de composites. Ce n'est pas le comportement en service qui est étudié mais plutôt le comportement pendant la fabrication du matériau composite. Ce chapitre a pour objectif de situer le contexte industriel et le cadre scientifique dans lequel s'inscrivent ces travaux de thèse. Une description des matériaux composites et des procédés de fabrication qui leurs sont associés est tout d'abord proposée. Celle-ci se veut concise et ne prétend pas être exhaustive. Dans un second temps, le comportement mécanique du matériau de renfort est analysé. Enfin les objectifs de la thèse seront présentés.

1.2. Matériaux composites : généralités

Par définition un matériau composite est la combinaison de plusieurs constituants de base non miscibles, formant une structure monobloc hétérogène. Le choix judicieux de ces constituants et de leur agencement permet de fabriquer un matériau hybride dont les propriétés globales (mécanique, thermique, électrique...) sont meilleures que celles de chaque composant pris individuellement. Les matériaux composites ou composites offrent ainsi des performances inégalées qui permettent de satisfaire des cahiers des charges extrêmement exigeants. On parle aussi de matériaux « sur-mesure » (tailored materials). Les propriétés les plus souvent recherchées sont la résistance et la rigidité alliées à la légèreté, ce qui explique la caractérisation fréquente des composites par leurs propriétés spécifiques, c'est-à-dire leur propriétés mécaniques rapportées à leur densité. L'utilisation de ces matériaux architecturés s'est particulièrement développée ces dernières décennies dans un

large spectre d'industries. La grande majorité des matériaux composites utilisés dans ces domaines sont constitués de deux phases principales : une ossature appelée renfort et une protection appelée matrice. Le rôle de la matrice est d'assurer la cohésion de l'assemblage de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Elle contribue également à améliorer les propriétés thermiques, électriques et chimiques du matériau final. Le renfort quant à lui assure la fonction de résistance mécanique aux efforts. C'est la phase par laquelle le matériau composite va acquérir ses propriétés mécaniques. Une fois assemblés, le renfort et la matrice sont parfaitement liés et il ne peut y avoir ni glissement ni séparation entre les différentes phases.

Il existe deux classes de matrices pour la fabrication des composites :

- Les matrices organiques : résine polymère thermoplastique, thermodurcissable ou élastomère. Elles sont utilisées dans plus de 95% des applications industrielles grâce à leur faible coût et à la facilité de mise en œuvre du processus de fabrication.
- Les matrices minérales: matériaux métalliques (aluminium, magnésium, fer...) et céramiques (oxydes et carbures), principalement utilisés dans les applications à très hautes performances. On peut citer par exemple les matrices carbone employées en aéronautique dans les systèmes de freinage, où une tenue aux hautes températures est requise.

Plusieurs classifications des renforts composites sont disponibles dans la littérature. Cellesci reposent soit sur un critère matériau soit sur un critère géométrique. Si on se base sur le second critère trois familles de renforts sont à distinguer :

- Les renforts particulaires: la matrice est renforcée par des particules de taille et de forme variables. Le degré de renforcement des propriétés mécaniques dépend de la force de liaison entre la matrice et les particules. Lorsque la taille des particules est de l'ordre du mm ou du dixième de mm on parle de « grosses particules » (le béton par exemple) et le mécanisme de renforcement est analysé par les outils classiques de la mécanique des milieux continus. Pour des particules de l'ordre de 0,01 µm à 0,1 µm on parle de « dispersion » et les interactions matrice-renfort se produisent à l'échelle atomique ou moléculaire.
- Les renforts à fibres discontinues: la matrice est renforcée par un nombre déterminé de fibres courtes, i.e. dont la longueur l est petite devant au moins une des dimensions de la pièce finie, dispersées de manière aléatoire ou orientées suivant des directions privilégiées. Le facteur de forme f = l/d (ratio entre longueur et diamètre de fibre) et la distribution spatiale des fibres sont les paramètres qui vont conditionner le degré de renforcement du composite.
- Les renforts à fibres continues: la longueur des fibres est du même ordre de grandeur que celle de la pièce finie. Les propriétés mécaniques du composite dans la direction des fibres sont pilotées par celles des fibres tandis que les propriétés dans les directions transverses aux fibres sont de l'ordre de grandeur de celles de la matrice. Le comportement global du composite est en général anisotrope.

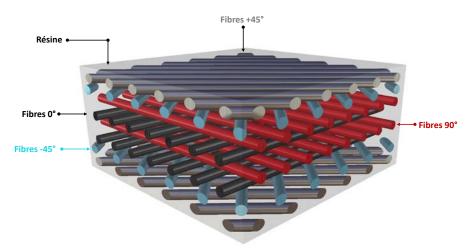


Figure 1.1 – Schéma d'un composite à fibres longues

Le large éventail de renforts (différentes géométries et divers matériaux) et de matrices (organiques, métalliques et céramiques) offre une multitude de possibilités pour créer un matériau hybride dédié à une application industrielle bien précise. De manière générale, on classe les matériaux composites en deux catégories :

- Les matériaux composites dits de « grande diffusion » dont les propriétés mécaniques sont plutôt faibles mais d'un coût compatible avec une production en grande série.
- Les matériaux composites dits de « hautes performances », présentant des propriétés mécaniques spécifiques élevées et un coût unitaire important. Ils sont réservés aux applications de pointe dans l'industrie aéronautique et spatiale ou encore l'armement.

Les travaux de recherche synthétisés dans ce manuscrit sont axés exclusivement sur l'étude de renforts à fibres continues pour les composites hautes performances. On s'intéressera uniquement à la classe des renforts textiles. On étudiera le comportement mécanique de ces matériaux indépendamment de la matrice, puis leur perméabilité.

1.3. Textiles à usages techniques

1.3.1. Principe

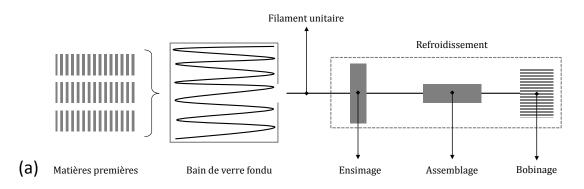
A. Définition

Depuis que l'art du filage existe, qui consiste à former des fils par assemblage et torsion de fibres, les techniques de tissage pour confectionner des textiles se sont particulièrement développées. C'est ainsi que sont produits les textiles traditionnels destinés à la fabrication de vêtements, de tissus de décoration ou encore à l'ameublement. Les textiles techniques reposent sur le même principe et sur les mêmes méthodes de fabrication. L'objectif est de former une architecture bidimensionnelle ou tridimensionnelle en assemblant des fils, avec l'aide de machines à tisser, suivant une organisation bien précise. Les fibres animales (laine...) et végétales (lin, coton...) sont remplacées par des fibres synthétiques (aramide, polyamide...) ou d'origine minérales (verre, céramique...) à très hautes performances. Le matériau résultant est appelé renfort textile ou préforme et combiné à une matrice organique ou minérale forme le matériau composite. Les textiles techniques se présentent donc comme une extension et une diversification du secteur textile traditionnel où les produits sont destinés à des applications structurelles fonctionnelles.

B. Elaboration des fibres et des mèches

Le processus de fabrication des fibres dépend de la nature du matériau qui les compose. Les étapes fondamentales pour la production de fibres de verre et de fibres de carbone sont introduites de manière succincte dans cette section. Davantage d'informations sur le sujet sont disponibles dans les ressources documentaires des techniques de l'ingénieur. En particulier dans [DUP 08] pour les fibres de carbone, [BER 08] pour les fibres de verre ou encore [PIN78] pour l'aramide.

La matière première nécessaire à la fabrication de fibres de verre se compose de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, oxyde de bore...). Le mélange est chauffé à 1550°C jusqu'à devenir liquide et homogène. Le liquide en fusion alimente ensuite des filières où le verre est transformé soit en filaments (silionne) soit en fibres (verranne) de 5 à 14 µm de diamètre. Les fils de verre sont ensuite assemblés en mèches puis stockés sous forme de bobine. ». La figure 1.2(a) illustre le processus de fabrication des fibres de verre.



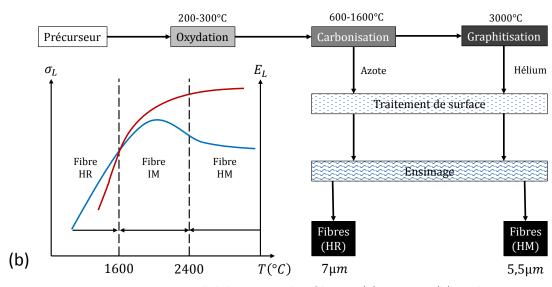


Figure 1.2 – Processus d'élaboration des fibres : (a) verre et (b) carbone

Les fibres de carbone peuvent être obtenues principalement de deux manières : à partir de fibres de polyacronitrile (dit PAN-based), ou à partir de fibres de brai produites par filage de résidus de houille ou de pétrole (dit pitch-based). Le PAN est le précurseur le plus couramment utilisé. Il est d'abord oxydé à l'air entre 200°C et 300°C pendant une à deux heures, puis la carbonisation a lieu entre 600°C et 1600°C, sous atmosphère de diazote,

pendant deux à dix minutes. Le produit obtenu, amorphe, contient 90% de carbone, possède une résistance élevée (entre 3 et 6GPa) mais un module d'Young modéré (entre 200 et 330 GPa). Après traitement de surface les fibres obtenues peuvent être directement utilisées. Elles forment la catégorie des fibres dites à « haute résistance ». Après carbonisation, si la pyrolyse est poursuivie jusqu'à une température de 2500/3000°C (graphitisation), on obtient des fibres avec une teneur en carbone de 99%. Elles possèdent une rigidité élevée (entre 350 et 600GPa) mais une résistance moindre (entre 2 et 5GPa). Elles forment la catégorie des fibres dites à « haut module ». La figure 1.2(b) illustre le processus de fabrication des fibres de carbone.

Quelle que soit la nature des fibres (verre, carbone, aramide...), elles subissent systématiquement l'étape d'ensimage, qui consiste à leur appliquer une dispersion aqueuse comportant un agent collant, un agent de pontage et des agents antistatiques. Ce traitement permet d'optimiser d'une part la liaison entre les fibres et la résine et d'autre part d'assurer la cohésion des fibres entre elles. Les fibres sont ensuite assemblées sous forme de mèches. Celles-ci sont caractérisées par trois paramètres : le diamètre des fibres \emptyset_f , le nombre de fibres (entre 1000 et 48000 filaments) et la masse linéique de la mèche mesurée en tex ($1tex = 1 \ g/km$). Dans ce manuscrit l'étude porte sur des renforts en fibres de verre et en fibres de carbone. Leurs propriétés mécaniques sont synthétisées dans le tableau 1.1.

Renforts	Diamètre du filament	Masse volumique	Module d'élasticité longitudinale	Module de cisaillement	Coefficient de Poisson	Contrainte de rupture en traction	Allongement à rupture
	Ø μ m	$ ho \ kg/m^3$	E MPa	G MPa	θ	σ _r MPa	A %
Verre « R »	10	2500	86100	-	0.2	3200	4
Verre « E »	16	2600	74000	30000	0.25	2500	3.5
Graphite « HR »	7	1750	230000	50000	0.3	3200	1.3
Graphite « HM »	6.5	1800	390000	20000	0.35	2500	0.6

Tableau 1.1 – Caractéristiques de quelques fibres types [GAY97]

C. Construction du tissu

L'armure textile s'obtient par l'entrecroisement suivant des séquences préétablies de deux, trois ou quatre familles de fils. L'angle formé entre ces groupes de mèches et l'ordre de passage des fils les uns au-dessus des autres déterminent la géométrie du renfort. L'assemblage des mèches peut être réalisé par trois technologies textiles distinctes : le tissage, le tressage et le tricotage.

Tissage

 Cas 2D: entrecroisement rectiligne et orthogonal de deux groupes de mèches. Les mèches de chaine orientées à la vertical dans le plan et définissant le sens longitudinal du tissu. Les mèches de trame orientées à l'horizontal dans le plan et définissant le sens transversal du tissu.

- Cas 2.5D: superposition de plusieurs couches de mèches dans la direction orthogonale au plan d'entrecroisement pour atteindre des épaisseurs pouvant aller jusqu'à 100mm et au-delà. L'entrelacement entre les réseaux chaine et trame s'effectue dans l'épaisseur de sorte que les couches ne sont pas indépendantes les unes des autres. Ce liage offre un avantage considérable par rapport aux empilages classique de tissu 2D, la résistance au délaminage.
- Cas 3D : un troisième groupe de mèches croise orthogonalement les fils de chaine et de trame.

Tressage

- Cas 2D bi-axial: entrecroisement rectiligne et non-orthogonal de deux groupes de mèches.
- Cas 2D tri-axial: entrecroisement rectiligne et non-orthogonal de trois groupes de mèches.

Tricotage

 Cas 2D : entrecroisement orthogonal et curviligne de deux groupes de mèches. Le tricot consiste en une succession de boucle formant des mailles liées les unes aux autres.

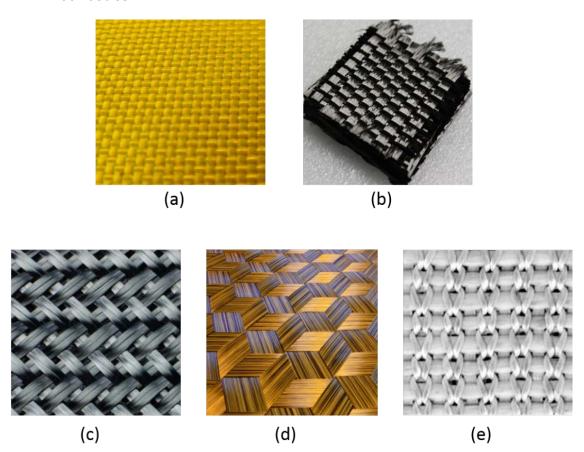


Figure 1.3 – Armures textiles : (a) tissé 2d (fmc-composites), (b) tissé 2.5d, (c) tressé bi-axial (Eurocarbon®), (d) tressé tri-axial (Gernitex®) et (e) tricot 2d

Dans cette étude on s'intéressera exclusivement aux textiles techniques 2D ou 3D composés de deux familles de fils (chaine et trame) et assemblés par tissage. Plusieurs paramètres caractéristiques du renfort peuvent être définis :

 L'embuvage (sens chaine): différence relative entre la longueur réelle et la longueur apparente des mèches du réseau chaine

$$E(\%) = \frac{L_{chaine}^r - L_{chaine}^a}{L_{chaine}^r}$$
(1.1)

 Le retrait (sens trame) : différence relative entre la longueur réelle et la longueur apparente des mèches du réseau trame

$$R(\%) = \frac{L_{trame}^r - L_{trame}^a}{L_{trame}^r}$$
 (1.2)

- L'armure : caractérise le mode d'entrecroisement des fils de chaine et de trame.
 C'est la cellule élémentaire représentative qui permet de reproduire l'ensemble du tissu par répétition.
- Rapport d'armure: C'est le nombre de fils de chaine et de fils de trame nécessaires à la reproduction de l'armure

Ces caractéristiques sont illustrées sur la figure 1.4.

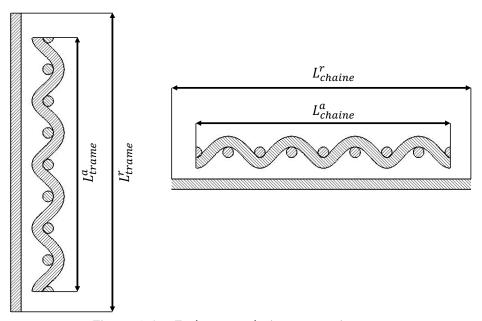


Figure 1.4 – Embuvage chaine et retrait trame

1.3.2. Préformes tissées 2D

Le tissage créé des surfaces obtenues par l'entrecroisement de fils parallèles disposés dans le sens de la longueur (sens chaine) et de fils perpendiculaires disposés dans le sens de la largeur (sens trame). Trois directions peuvent être utilisées pour représenter le liage obtenu

par un tissu: la direction X représentant l'évolution des fils de trame, la direction Y représentant l'évolution des fils de chaine et la direction suivant la normale au tissu permettant de représenter l'ensemble des entrecroisements des fils de chaine et trame caractérisant ainsi l'armure. On parle de préformes 2D lorsque une seule couche X (X=1) de fils de chaine et une seule couche Y (Y=1) de fils de trame sont nécessaires à la fabrication. L'armure associée à la préforme définie donc le motif élémentaire géométrique pouvant se répéter X fois dans la direction trame et Y fois dans la direction chaine. Trois armures fondamentales sont à la base de la construction des tissées 2D (figure 1.5).

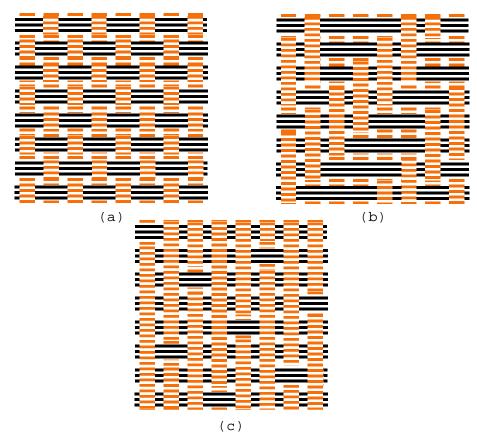


Figure 1.5 – Armures tissées fondamentales : (a) toile (plain weave), (b) sergé de 4 effet chaine (twill weave) et (c) satin de 8 (satin weave)

- L'armure toile (figure 1.5(a)) est la plus simple, la plus utilisée et aussi la plus résistante. Chaque fil de trame passe alternativement au-dessus et en dessous de chaque fil de chaine (rapport d'armure : 2x2). L'embuvage et le retrait sont maximum. Ce motif se caractérise par une drapabilité particulièrement mauvaise.
- Dans une structure sergé (figure 1.5(b)), un fil de trame passe au-dessus de N puis au-dessous de M fils de chaine. Le fil de trame suivant respecte la même alternance mais avec un décalage d'un fil suivant la direction chaine. Il en résulte un effet de diagonale sur la surface de l'armure (effet chaine/trame, cordon à gauche/droite). Le rapport d'amure est au minimum de 3 et le décochement est systématiquement de 1. Le flotté correspond au passage successif d'un fil de trame en dessous de plusieurs fils de chaine. Le tissu formé possède une meilleur drapabilité que la toile.
- Le satin (figure 1.5(c)) est un tissu uni, dans lequel, grâce à la dissémination des points de liage, on évite tout effet accentué de diagonale. L'embuvage du tissu est minimum et la drapabilité est excellente.

Une fois formée la préforme atteint une épaisseur de quelques millimètres (entre 1mm et 4mm). La résistance et la rigidité sont excellentes suivant la direction chaine et suivant la direction trame. La faible rigidité en cisaillement dans le plan permet d'épouser des formes complexes (double courbure, variation d'angle rapide...) pour des efforts de mise en forme relativement faibles. Il est également possible de produire des pièces de grande épaisseur (> 100mm) adaptées à un chargement précis en réalisant un empilement de plis suivant une séquence bien déterminée (stratifié). En général, on place un minimum de plis dans les quatre directions principales (0°,+45°,-45°,90°) et on assure une symétrie dans l'épaisseur (par exemple: (90°/+45°/0°/-45°)_s). L'angle maximum entre deux orientations successives ne doit pas dépasser 45° et il faut autant de plis à +45° que de plis à -45°. Le liage entre les couches est assuré exclusivement par la matrice. Le composite est alors sensible à un mode de ruine particulièrement néfaste pour la pièce finale : le délaminage ou rupture inter-plis. C'est le décollement ou la décohésion entre les plis du composite qui apparait à la suite d'un endommagement de la matrice. Si ce mécanisme est amorcé les propriétés mécaniques du matériau diminuent drastiquement conduisant à une dégradation irréversible de la pièce finale. Malgré tout, les composites multicouches à renfort textiles sont utilisés pour des applications structurelles majeures telles que les aubes de soufflantes des réacteurs d'avions.

1.3.3. Préformes tissées 3D

On parle de préformes 3D ou d'armures interlocks lorsque X (X>1) couches de fils de chaine et Y (Y>1) couches de fils de trame sont nécessaires à la fabrication. Les couches sont superposées et assemblées entre elles par des mèches de liage qui parcourent l'empilement suivant l'épaisseur. Plusieurs arrangements de fils peuvent être réalisés et permettent d'obtenir une grande quantité de structures 2.5D. Là où les tissus 2D ne peuvent que faire varier leur motif d'entrelacement dans le plan, les tissus 2.5D interlocks présentent une modularité permettant un grand nombre de renforts. Malgré une complexité accrue de la géométrie, comparativement au tissés 2D, les préformes 2.5D conservent une facilité de mise en œuvre principalement en raison de leur architecture monolithique, compacte et intégrée. Les opérations de découpage et d'assemblage inhérentes aux stratifiés ne sont plus nécessaires dans le cas des interlocks. Après tissage, la préforme est proche de la géométrie de la pièce finale. Elle peut couvrir une large gamme d'épaisseurs (de 3 à plus de 100mm) et requiert un faible nombre d'opérations manuelles.

A épaisseur égale, le coût des matériaux et les temps de main d'œuvre sont plus attractifs dans le cas 3D comparativement aux stratifiés. La possibilité de réaliser des tissus 3D interlocks à l'aide de machines à tisser « traditionnelles » plus ou moins adaptées, rend leur production peu onéreuse par rapport aux autres technologies de fabrication des structures 3D complexes. La structure tridimensionnelle résultant du tissage 3D est monobloc et offre une excellente résistance au délaminage. Elle garantit une meilleure cohésion dans le renfort. La présence et le contrôle d'un fil de chaine de liage, pour ajuster les propriétés dans l'épaisseur, permet d'assurer de meilleures propriétés mécaniques par rapport aux tissés 2D empilés et cousus. L'homogénéité de l'architecture assure un comportement constant et continu. Les fils de liage dissipent les chargements dans plusieurs directions et maintiennent les fils endommagés, conservant ainsi l'intégrité de la structure entière. Les fils de chaine de surface constituent une peau protectrice et jouent un rôle important dans l'évolution des dommages. Les tissés 3D interlocks peuvent être caractérisés par leur plus grande facilité et efficacité à s'appliquer au sein d'un moule, en raison de leur forme 3D initiale, et de leur cohésion en épaisseur lors du drapage. Le passage des mèches de liages entre les couches ne pénalise pas le processus d'injection de résine polymère. Une classification possible pour des interlocks a été proposée dans [HU08] (figure 1.6).

Malgré leurs nombreux avantages les préformes 3D interlocks ne sont pas produites en quantités suffisantes, ce qui ne permet pas d'en réduire le coût de fabrication; et plus précisément d'amortir le temps de préparation et de montage sur machine à tisser [BOU15]. De plus, elles possèdent une valeur plus faible de fraction volumique de fibres par rapport aux 2D. Les zones de vide, provoquées par la présence des fils de liage dans l'épaisseur, seront comblées par l'insertion de la résine lors de l'étape de moulage. Cela peut représenter un inconvénient dans la mesure où pour certaines applications un taux de renforts fibreux élevé est recherché. Dans cette étude on s'intéressera exclusivement au renfort angle interlock couche-à-couche (Angle Interlock Binding Layer). Dans cette architecture, les fils de chaine assemblent deux couches de trame successives entre elles. En répétant cette opération à travers l'épaisseur du renfort on obtient une structure monobloc avec une périodicité tridimensionnelle.

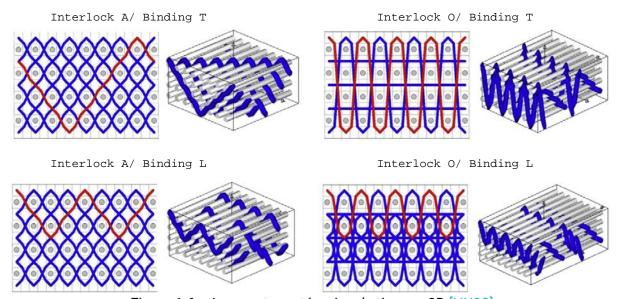


Figure 1.6 – Les quatre catégories de tissage 3D [HU08]

1.3.4. Caractère multi-échelles des renforts tissés

Quel que soit le matériau considéré, il existe toujours une échelle où sa structure est hétérogène. Dans le cas des matériaux architecturés, tels que les textiles techniques, cet aspect hétérogène de la matière est perceptible à toutes les échelles d'observation. Le renfort textile (2D ou 3D) obtenu par tissage est un matériau poreux hétérogène fondamentalement multi-échelles. Ses dimensions après tissage sont proches de celles de la pièce finie. Il est formé par la répétition dans le plan (cas 2D) ou dans les trois directions de l'espace (cas 3D) d'un motif élémentaire. Le motif est défini par le mode d'entrecroisement des mèches de chaine et des mèches de trame. Ces dernières sont composées de milliers de filaments continus de section circulaire, dont le diamètre varie entre 5 et 14 μ m. De cette construction imbriquée, trois échelles d'analyse du renfort peuvent être envisagées (figure 1.7) :

- l'échelle macroscopique : c'est l'échelle du renfort après tissage.
- l'échelle mésoscopique : c'est l'échelle de la mèche,
- l'échelle microscopique : c'est l'échelle des fibres qui constituent la mèche.

Les renforts textiles tissés sont des milieux périodiques ou quasi-périodiques. Un Volume Elémentaire Représentative (VER) est le plus petit volume de matière qui permet de reconstituer l'intégralité du renfort par répétition dans le plan ou dans les trois directions de l'espace. En langage textile le VER correspond à l'armure.



Figure 1.7 – Caractère multi-échelles des renforts textiles

1.4. Assemblage matrice/renfort

Procédé RTM

La conception des structures composites est fortement dépendante de la méthode de fabrication utilisée. Le choix du procédé va dépendre des matériaux constituants le renfort et la résine, de la géométrie de la pièce, des propriétés mécaniques recherchées, du nombre de pièces à produire... Parmi les multiples procédés de fabrication destinés à la mise en forme de composites à matrice polymère, on s'intéressera exclusivement au procédé RTM (Resin Transfert Molding) [RUD97, POT99, PAR00]. Ce processus se déroule en cinq étapes fondamentales (cf. figure 1.8) :

- Etape 1: Mise en place du renfort textile sec dans l'entrefer du moule. Une humification du renfort à l'eau permet de diminuer le frottement inter-mèches et d'améliorer sa déformabilité.
- Etape 2 : Opération de drapage. Mise en forme du renfort à la géométrie de la pièce.
- Etape 3 : Injection à basse pression de la résine dans le moule préalablement fermé et chauffé. Imprégnation du renfort par la résine.
- Etape 4 : Durcissement de l'ensemble par réticulation du polymère
- Etape 5 : Démoulage

Le procédé RTM est utilisé pour la production de pièces composites en moyenne et grande série. Il se caractérise par une grande diversité de pièces réalisables (de quelques centimètres à plusieurs mètres) tout en assurant une excellente reproductibilité. L'état de surface après démoulage est contrôlé et confère à la pièce un aspect lisse. La mise en forme dans un moule fermé empêche le dégagement de vapeur nocive. Malgré plusieurs

opérations manuelles dans le processus de fabrication l'influence de la main d'œuvre sur la qualité de la pièce finale reste faible. Le procédé RTM permet de fabriquer des pièces à géométrie complexe. La viscosité de la résine doit être assez faible pour pouvoir entièrement infiltrer la préforme. La pression dans le moule n'est pas homogène au cours de l'injection et de l'imprégnation du renfort dans toute la pièce. Le contrôle de cette pression pendant tout le processus de fabrication est difficile. Prévenir la formation de défauts dans la pièce finie est un travail relativement complexe compte tenue des multiples paramètres à considérer.



Figure 1.8 – Procédé R.T.M.

Défauts de fabrication : du tissage à l'injection

L'obtention de la pièce composite finie passe par deux étapes clés : la fabrication du renfort par tissage (2D/3D) et l'assemblage du renfort avec la résine. Des défauts de fabrication peuvent apparaître dès l'étape de tissage et s'additionner aux défauts de la phase d'injection. Pour illustrer cette problématique on prend l'exemple d'une pièce structurelle à forte valeur ajoutée : l'aube de soufflante du réacteur LEAP® (figure 1.9).

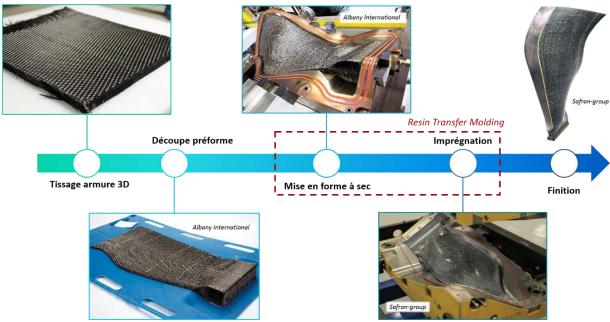


Figure 1.9 – Mise en forme d'une aube de soufflante de turboréacteur

Lors du tissage du renfort le frottement inter-mèches et le frottement entre les mèches et les outils métalliques du métier à tisser entrainent une usure de ces-dernières [CAL99, COX96, SHE03, HU08, TON02, ANS11]. Ensuite, pendant la phase de mise en forme du renfort à sec, plusieurs problèmes mécaniques peuvent se produire : ruptures de fibres en cas de tension trop élevée, flambements locaux liés à la faible rigidité des mèches en compression longitudinale, flambements généralisés (plis) du textile en cas de cisaillement élevé [PR097, BOI11]. La drapabilité du renfort, c'est-à-dire sa capacité à épouser des géométries complexes (double courbure, angle vif...) est le paramètre déterminant pour cette étape de mise en forme. Meilleure est la drapabilité, moins le renfort présentera de défauts. Enfin, l'étape d'injection de la résine à basse pression. Ici le principal risque est la présence de zones sèches dans la pièce, c'est-à-dire des zones où la résine n'a pas pu imprégner le renfort. Une des propriétés mécaniques importantes qui contrôle cette étape et que l'on doit bien connaître pour prévenir l'apparition de ce défaut est la perméabilité [VAR95, BRE03].

La fabrication de pièces structurelles à forte valeur ajoutée par RTM nécessite une parfaite maîtrise de toutes les phases de la mise en forme afin de réduire au maximum les rebuts et ainsi minimiser les coûts de production. Bien que certaines étapes soient bien maîtrisées pour les composites à renfort 2D, le passage aux structures 3D est plus problématique. Aujourd'hui encore, le choix des paramètres de mise en forme se fait à travers une campagne essais/erreurs longue et onéreuse. C'est ici qu'intervient la simulation numérique. L'objectif est de développer des outils capables de prédire le résultat d'une mise en forme à partir de paramètres d'entrées utilisateur. Ainsi l'expérience est réalisée virtuellement à travers un code de calcul dans lequel le comportement mécanique du matériau composite a été préalablement défini. La caractérisation, la modélisation et l'implémentation de ce comportement mécanique sera plus ou moins difficile en fonction de la complexité du composite (forte anisotropie, non linéarité...) et de l'échelle de modélisation (macroscopique, mésoscopique, microscopique).

1.5. Comportement mécanique des renforts textiles tissés

Dans la section (3.4) le caractère multi-échelles des renforts textiles a été souligné. Leur comportement mécanique peut être caractérisé aux différentes échelles :

Microscopique : test sur une fibre

Mésoscopique : test sur une mèche

Macroscopique : test sur la macrostructure

Cette section dresse un état de l'art des techniques expérimentales aux différentes échelles. Il est a noté que les essais présentés à la section (1.5.3) ont été réalisés dans le cadre de cette thèse.

1.5.1. Echelle microscopique

A l'échelle microscopique, le comportement d'une fibre est étudié. Les fibres sont les plus petits constituants des renforts tissés. Le comportement de la fibre est donc simplement le comportement du matériau qui la constitue. La difficulté dans la caractérisation mécanique des fibres destinées à réaliser des mèches de renforts tissés provient de leur faible taille. Pour l'obtention des propriétés mécaniques des fibres, un test réalisé sur une unique fibre est généralement pratiqué [HUG86]. Cependant, une mesure précise de la déformation et du diamètre initial est un véritable challenge, tout comme maintenir une fibre unique dans les moyens de préhension du dispositif expérimental. Généralement, les spécimens sont collés à un papier ou un plastique avant d'être introduit dans le moyen d'essai afin de réduire les concentrations de contraintes en bout de fibre, tels que dans les standards ASTM [AST14]

(voir figure 1.10(a)) et ISO [ISO96]. Ces dispositifs sont utilisables pour différents types de fibres, qu'elles soient en carbone ou en céramique.

Pour les fibres de carbone, un comportement non linéaire est observé où la rigidité tangente de la fibre augmente légèrement au fur et à mesure de l'augmentation de la force appliquée jusqu'à rupture [CUR68, BEE83, HUG86, SHI96]. Une courbe de traction est donnée figure 1.10(b) pour illustration. Cette non-linéarité est assez faible, menant souvent à l'utilisation de modèles linéaires en simulation. Elle provient d'une réorientation réversible des plans carbonés (proches du graphène) constituant la fibre. Ces plans s'alignent avec la ligne moyenne de la fibre avec l'augmentation de l'effort appliqué dans le domaine élastique.

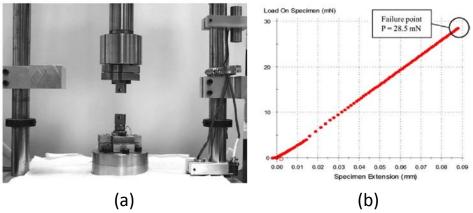


Figure 1.10 – Essai de traction sur fibre de carbone : (a) Dispositif [AST14] et (b) courbe expérimentale [KAN13]

1.5.2. Echelle mésoscopique

A l'échelle mésoscopique, on s'intéresse au comportement mécanique de la mèche. De multiples essais mécaniques, certes délicats, sont pratiqués dans la littérature : traction, flexion, compression traverse. Il est important de noter qu'un des moyens efficaces, à l'heure actuelle, pour observer les mécanismes de déformation à cette échelle est la microtomographie X. Cette technique est prometteuse pour la compréhension fine des mouvements à cœur de mèche [DES05, BAD08a, LAT11, NAO14]. Cette méthode possède l'avantage d'être non intrusive ni destructive et peut être utilisée parallèlement à des tests mécaniques. Les phénomènes associés à la sollicitation des mèches sont identifiables à l'aide de considérations physiques et d'expérimentations simples. Nous en donnons quelques éléments dans les sous paragraphes suivants.

A. Tomographie à rayons X

La tomographie à rayons X est une méthode d'imagerie non invasive, issue du domaine médical permettant d'obtenir une représentation en coupe ou en 3D de l'intérieur d'un objet. Le processus revient à radiographier l'objet sur 360°, puis à utiliser ces projections radiographiques pour reconstruire des images 3D de la pièce imagée. Trois éléments composent le système d'acquisition d'images : une source à rayons X, une platine de rotation et de positionnement de l'objet à analyser et un détecteur. Cette section a pour but de rappeler les grands principes de la technique et de préciser quelques points essentiels pour la compréhension du manuscrit. Pour de plus amples détails, le lecteur peut, par exemple, se référer à [HER80, ST099, BAR00, DES05, ST008, HS109, MAI14].

A.1. Génération des rayons X

Les rayons X sont générés dans un tube cylindrique de révolution à section variable de faible épaisseur en verre. Un filament de tungstène en forme de V est positionné sur la partie inférieure du tube : c'est la cathode. Une pièce cylindrique dont la face inférieure est non-orthogonale à l'axe de révolution est positionnée sur la partie supérieure : c'est l'anode, fabriquée avec un matériau réfractaire qui conduit bien la chaleur. Le pôle positif d'une source haute tension est connecté à l'anode tandis que le pôle négatif est relié à la cathode.

La cathode est alimentée par un courant électrique et émet des électrons par effet thermoionique. Ceux-ci sont projetés à grande vitesse sur la surface inclinée de l'anode. Cette
interaction provoque une émission d'énergie fournissant d'une part un dégagement
important de chaleur qui doit être dissipé par refroidissement, d'autre part un rayonnement
ionisant X. Parce que la surface d'impact de l'anode est inclinée par rapport à la direction
d'incidence des électrons, les rayons X sont principalement dirigés suivant une direction
privilégiée (à droite sur la figure 1.11). Toutefois une certaine proportion est dirigée dans les
autres directions. L'introduction d'un carter autour de l'ensemble anode/cathode permet de
focaliser l'émission de rayons X dans une seule direction. Une bobine positionnée entre
l'anode et la cathode permet de réduire la zone d'impact des électrons sur l'anode, ce qui
augmente la puissance du faisceau.

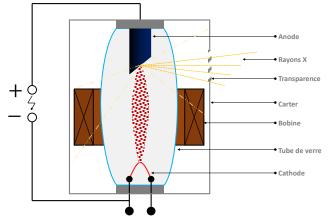


Figure 1.11 – Principe de fonctionnement de la source à rayons X

A.2. Interaction faisceau/matière

Un faisceau de rayons X voit son intensité diminuer en traversant de la matière. On parle d'absorption des rayons X par effet photoélectrique. La relation entre le nombre de photons incidents N_0 et le nombre de photons transmis N est dictée par la loi de Beer-Lambert :

$$\frac{N}{N_0} = exp\left(-\int \mu(s)ds\right) \tag{1.3}$$

La variable s caractérise le trajet parcouru par le faisceau dans la matière. Le coefficient μ en (m^{-1}) est le coefficient d'absorption linéique du matériau.

A.3. Reconstruction

L'image à reconstruire est composée de m*n pixels affectés chacun d'un coefficient d'absorption μ_{ij} ou d'une densité locale ρ_{ij} à déterminer. Pour une configuration donnée de l'échantillon, l'intensité du faisceau incident I_0 et celle du faisceau transmis I_{1K} sont connues. L'intensité I_0 est calculée à partir de la différence de potentiels imposés à la source, l'intensité I_{1K} est mesurée par une portion du détecteur représenté sur la figure 1.12.

Pour chaque portion du détecteur on a :

$$ln\left(\frac{I_0}{I_{1K}}\right) \propto \sum_{ij} \rho_{ij}$$
 (1.4)

Dans cette expression, la sommation porte sur l'ensemble des pixels de la surface en forme de bande (hachurée sur la figure 1.12) délimitée par la taille de la source et la zone du détecteur conVERné. Pour une position donnée de l'échantillon on dispose de m équations. En faisant tourner l'échantillon sur lui-même, une nouvelle configuration [source/échantillon/détecteur] est obtenue, et m nouvelles équations sont établies. n positions angulaires distinctes sont nécessaires pour obtenir une image de m*n pixels. Cidessous un exemple de reconstruction 3D pour un échantillon en sollicité en flexion 3 points.

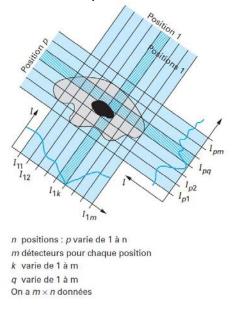


Figure 1.12 – Principe général de la reconstruction : recueil des données [THI13]

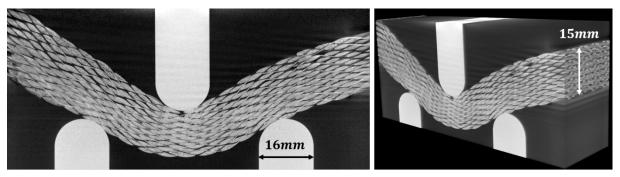


Image en niveau de gris

Volume en niveau de gris

Figure 1.13 – Reconstruction d'un volume d'image pour un essai de flexion effectué dans ce travail sur un interlock de fibres de carbone (Résolution : 55µm)

A.4. Segmentation

La mesure de paramètres intrinsèques au renfort tels que le taux de fibres ou encore la perméabilité nécessite plusieurs opérations de traitement d'images sur le volume reconstruit. Les images sont d'abord « nettoyées », au sens où le bruit d'image est atténué par l'application de filtres. Puis, pour imager et caractériser quantitativement la structure fibreuse, la phase la plus importante du traitement consiste à appliquer un seuillage en choisissant judicieusement un niveau de gris comme valeur seuil. Le seuillage d'image est la technique la plus simple pour la segmentation : une image binaire (noir/blanc) est générée à partir d'une image en niveau de gris. Une mauvaise estimation du seuil conduit à une évaluation incorrecte de la fraction volumique de fibres et par conséquent de la perméabilité du renfort fibreux imagé. La figure 1.14 illustre quelques exemples de segmentations plus ou moins pertinentes, à partir d'une image de l'interlock étudiée dans ce travail. Le cas (b) sousestime la porosité du milieu, tandis que le cas (c) la surestime par rapport à l'image en niveau de gris (a). Le cas (d) offre un juste milieu. Il n'existe pas de méthode permettant d'ajuster le taux de porosité du milieu en fonction du taux réel. La segmentation est donc une opération délicate, notamment lorsqu'on image des milieux multi-échelles comme les interlocks où la résolution spatiale utilisée pour imager le matériau ne couvre pas toutes les échelles.

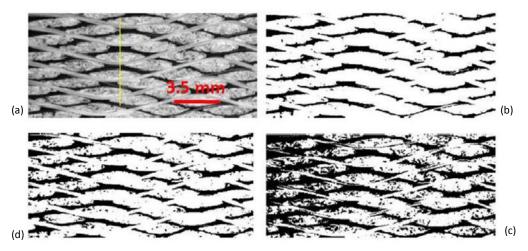


Figure 1.14 – Niveau de seuillage pour la segmentation

Dans cette thèse, toutes les opérations de traitement d'images ont été réalisées avec le logiciel ImageJ. Une aide précieuse dans la sélection du niveau de seuillage est la commande « plot profile » disponible sous ImageJ. Elle donne la valeur du niveau de gris pour chaque pixel suivant une ligne déterminée (en jaune sur la figure 1.14). La variation du

niveau de gris confrontée à l'image permet de cibler une valeur pour le seuillage. Une autre méthode pour le seuillage est basée sur une analyse de l'histogramme. L'histogramme d'une image indique le nombre de pixels pour une valeur particulière de niveau de gris. Pour un milieu poreux, on distingue deux pics de niveau de gris. Le premier représente la valeur moyenne du niveau de gris des pores, tandis que le second représente celle du tissu. En générale, on cherche à avoir un seuillage proche de la zone indiquée en rouge sur la figure 1.15(b).

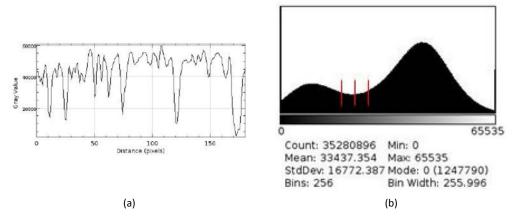


Figure 1.15 – Outil pour le choix du seuil : (a) plot profile local le long d'une ligne d'une image et (b) histogramme calculé sur toute l'image

B. Comportement mécanique de la mèche de fibres

B.1. Comportement longitudinal

Les mèches sont constituées d'un grand nombre de fibres. Lorsqu'une mèche est mise sous tension, toutes ces fibres ne se tendent pas simultanément. La tension progressive des fibres provoque une non-linéarité du comportement de la mèche en début de sollicitation. Ce phénomène est fortement dépendant de la constitution de la mèche et de son mode de fabrication. Une mèche fortement retordue se comportera, par exemple, de manière faiblement non linéaire du fait de l'alignement, par rotation axiale, de fibres au cours d'une traction. On peut constater que la partie linéaire est plus prononcée pour le cas de la mèche de fibres de verre testée par [DUM03], comme illustré figure 1.16.

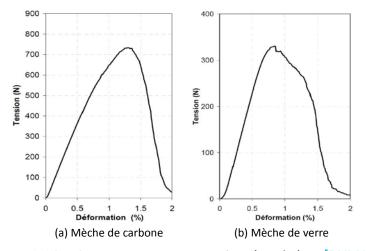


Figure 1.16 – Comportement en tension de mèches [DUM03]

Pour la quantification de la rigidité, l'utilisation de la notion de contrainte est très délicate. Si l'on considère deux sections différentes de mèches possédant le même nombre de fibres, l'une avec peu d'espace entre les fibres et l'autre avec un espace plus large entre les fibres, alors pour une déformation identique, l'effort à fournir est identique. Il est important de connaître la section effective de la mèche en chargement : cette opération n'est pas triviale du fait de la complexité géométrique des mèches. On préfère alors caractériser le comportement en tension par une rigidité en N, rapport de l'effort sur la déformation, plutôt que par un module.

B.2. Compression transverse

Le comportement en compression transverse des mèches est associé à un changement d'aire dans le plan transverse, c'est-à-dire dans le plan perpendiculaire à la direction des fibres. La figure 1.17 montre cette variation de section lors de la sollicitation d'un tissé 2D en tension équibiaxiale. Le mécanisme de compression d'une mèche peut être découpé en deux grandes étapes. Dans un premier temps, les fibres se réorganisent de manière à combler les espaces vides. On voit généralement pendant cette phase l'apparition de flexions de fibres qui vont apporter un caractère élastique à la sollicitation. Cette réorganisation va se stopper progressivement quand plus aucun espace libre ne peut être rempli par des fibres. Une situation de blocage se présente alors où la rigidité de compression de la mèche va tendre vers la rigidité de compression du matériau constituant les fibres. Ce comportement est difficile à identifier expérimentalement. La tomographie à rayons X avec observations 3D et in situ permet d'apporter des informations très pertinentes [LAT11].

Dans les études réalisées sur le comportement mésoscopique des tissés, le comportement en compression transverse est généralement identifié par une méthode inverse à partir d'un essai macroscopique [GAS 00, HAG 04, BAD 08a, POT 08, CHA 11b]. Directement liée à la compression des mèches, la densité de fibres au sein de la mèche à une influence considérable sur la perméabilité locale, et donc sur la qualité de l'injection de résine réalisée lors de la mise en forme du renfort tissé. La qualité de la modélisation de ce comportement impacte directement les études de perméabilité qui pourraient s'ensuivre.

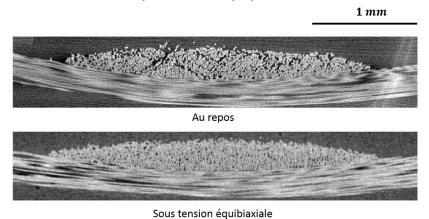


Figure 1.17 – Vue en coupe par microtomographie d'une mèche en compression [BAD 08b]

B.3. Cisaillement

Deux modes de déformation en cisaillement peuvent être identifiés pour une mèche. Un mode de distorsion qui correspond à un cisaillement dans le plan transverse de la mèche et un mode en cisaillement longitudinal qui a lieu dans la direction principale des fibres. L'identification directe de ces modes, de même que pour la compression transverse, apparaît difficile.

Cisaillement transverse

La distorsion ou cisaillement transverse désigne le changement de forme de la mèche dans le plan perpendiculaire à la direction principale des fibres. Cette sollicitation est illustrée figure 1.18. Lors de celle-ci, les fibres viennent glisser les unes contre les autres afin de s'arranger dans une forme adaptée à la déformation subie. Il est évident que la déformation en distorsion est facilitée si aucune pression hydrostatique n'est présente. Dans le cas contraire la mèche se consolide, les fibres vont disposer de moins d'espace et vont subir plus de frottement lors de leur réarrangement. Il existe alors un couplage fort entre chargements déviatoriques et isotropes [LAT11], là aussi, difficile à identifier directement. Une légère flexion des fibres, peut aussi intervenir pendant la sollicitation.

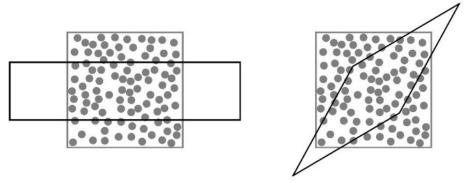


Figure 1.18 – Distorsion ou cisaillement transverse de mèche [MAT15]

Cisaillement longitudinal

Le cisaillement longitudinal désigne le glissement longitudinal des mèches les unes par rapport aux autres. La figure 1.19 illustre cette transformation. Ce glissement n'est contraint, idéalement, que par le frottement existant entre les mèches. En réalité, l'ensimage et le retordage des mèches rigidifient ce mode de déformation. C'est donc la cohésion des fibres dans la mèche que l'on va ainsi quantifier. Comme précédemment, on peut supposer que le cisaillement transverse est rigidifié par la présence de pressions hydrostatiques.



Figure 1.19 – Cisaillement transverse d'une mèche [MAT15]

B.4. Flexion

Bien que le comportement en flexion des mèches soit encore peu connu, il est important de le caractériser, notamment lorsque l'on désire modéliser la réponse en flexion d'un renfort entier ou celle d'une mèche lors de simulation du procédé de tissage. Ce comportement est d'ailleurs très intéressant du point de vue des milieux continus car directement lié à la courbure du matériau, variable non influente dans les théories classiques (liées à la première dérivée du déplacement).

Quelques phénomènes liés aux sollicitations en flexion sont détaillés ici. En observant un cas simple de chargement en flexion tel que la flexion trois points, trois phénomènes sont susceptibles d'intervenir (figure 1.20) :

- Un cisaillement transverse et longitudinal de la mèche, lié à l'extensibilité des fibres (forte rigidité longitudinale) comparativement à sa faible résistance au cisaillement
- La flexion des fibres de la mèche, directement liée à la sollicitation impliquant une variation de leurs courbures
- Un flambement latéral des fibres au niveau de l'appui central. Ce phénomène est directement impacté par les traitements de cohésion subis par la mèche tels que l'ensimage, le tournage ou le guipage. Si la cohésion est trop importante, ce mode ne sera que très faiblement visible.

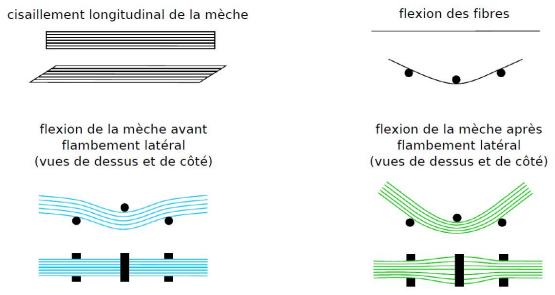


Figure 1.20 – Mécanismes intervenant dans la flexion d'une mèche [LAT11]

Le comportement des mèches en flexion est donc piloté à la fois par les modes de cisaillement transverse et longitudinal ainsi que le comportement en flexion des fibres, c'est-à-dire leur résistance à un changement local de courbure. Combinées aux fortes courbures que prennent les mèches dans les tissus au cours de la mise en forme, cette influence de la courbure locale des fibres sur le comportement global des mèches permet d'affirmer que celle-ci ne répond pas aux hypothèses de milieu continu associé au premier gradient de la transformation : la dépendance aux rotations locales en fait un milieu micropolaire [COS 09, MIN 65]. Des dispositifs de caractérisation de la rigidité de flexion existent mais ont été développés initialement pour la caractérisation du comportement en flexion des tissés.

1.5.3. Comportement mécanique des interlocks 3D de fibres de carbone

A cette échelle, les sollicitations mécaniques s'opèrent sur de grandes tailles d'échantillons contenant plusieurs VER. Six essais typiques, chacun caractérisant un mode de déformation du renfort, sont présentés dans cette section. Tous ont été réalisés dans le cadre de cette thèse, à l'exception de l'essai de traction. La machine d'essai utilisée est une machine de traction Zwick Meca de 100kN. Le matériau test est un renfort angle interlock binding layer sergé de 3, dont l'épaisseur est d'environ 15mm. Le renfort est fortement déséquilibré, avec des mèches de trame en 48K et des mèches de chaine en 12K. Une description détaillée de son architecture interne est disponible section (2.3.1).

A. Traction uniaxiale

La rigidité des renforts textiles 2D et 3D est particulièrement forte lorsqu'ils sont sollicités suivant la direction des mèches (chaine/trame). Par exemple, la déformation maximale en tension d'une mèche de carbone est de l'ordre du pourcent. Cette rigidité entraine une augmentation significative des efforts pendant l'essai de traction, de sorte qu'il se produit un glissement entre les mors de la machine et le tissu. Aucun essai de traction n'a été réalisé dans ces travaux de thèse. Cependant, pour comprendre les mécanismes en jeu pendant ce mode de déformation on peut s'appuyer sur les résultats obtenus dans la littérature, en autre [KAW37, BUE01, WIL08, BUE98, LUY09b].

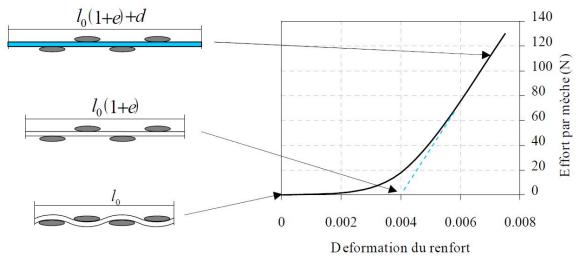


Figure 1.21 – Traction uniaxiale sur une toile de verre : mécanismes et courbe expérimentale [BUE98]

La figure 1.21 représente la réponse en traction d'un renfort toile en verre [BUE98]. Lorsque le renfort est sollicité en traction uniaxiale suivant le sens chaine par exemple, deux phénomènes se produisent successivement :

- Une forte réduction de l'embuvage et une forte augmentation du retrait
- Une fois l'embuvage réduit à zéro, une élongation des mèches de chaine

Ces deux mécanismes induisent une forte non-linéarité du comportement du renfort en tension. Sa rigidité est faible tant que l'embuvage n'a pas été résorbé dans la direction de sollicitation, puis vaut la somme des rigidités de n mèches de cette direction. La forte réduction de l'embuvage induit une forte augmentation du retrait. La longueur de la mèche restant constante, cette augmentation du retrait se traduit par un « avalement » des mèches dans le sens trame. Ce phénomène contredit l'hypothèse de non-glissement entre les réseaux chaine et trame. Cependant les renforts étudiés dans ce manuscrit ont pour la plupart un embuvage si faible (inférieur à 1%) que ce phénomène d'avalement dans la direction trame est difficile à caractériser.

B. Compression dans le plan des tissus interlocks

Objectif de l'essai

Le comportement en compression dans la direction des mèches des renforts tissés est difficile à caractériser. Prise individuellement, une mèche aura tendance à flamber en compression. Cependant, par le procédé de tissage, celles-ci sont liées dans les renforts. Leurs mouvements sont contraints par la position de leurs voisines. La présence du tissage, à travers la densité de fibre et la cohésion, influence directement le comportement des mèches en compression, et donc le comportement macroscopique du matériau. La caractérisation de ce mode de déformation est primordiale pour résoudre certaines instabilités numériques en calcul éléments finis. Cependant aucun essai significatif n'est communément admis, ni même utilisé, pour la caractérisation des tissés en compression dans le sens des mèches. Actuellement il n'existe pas d'études expérimentales dans la littérature sur ce sujet. Dans cette thèse, plusieurs essais de compression longitudinale ont été réalisés.

Protocole expérimental

Le dispositif expérimental est constitué d'un plateau rotulé fixé à la traverse fixe et d'un plateau rotulé fixé à la traverse mobile de la machine. Les liaisons rotules garantissent le parallélisme entre les surfaces d'appuis. L'éprouvette de taille 70x70x15 mm et positionnée verticalement (sur la tranche) entre les deux plateaux, de sorte que la compression s'applique suivant l'un des réseaux de mèches. La figure 1.22 illustre le dispositif pour une compression sens trame.

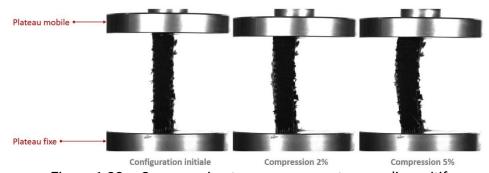


Figure 1.22 – Compression transverse sens trame: dispositif

Au total, six essais de compression sont réalisés : trois pour le sens trame et trois pour le sens chaine. Pour chaque direction de sollicitation on obtient une bonne répétitivité des résultats jusqu'à 2% de déformation. Au-delà, les courbes expérimentales ne sont plus superposées.

Analyse et critique des résultats

Sur la figure 1.23, la courbe bleue (respectivement la courbe rouge) représente la moyenne des résultats des essais de compression sens trame (respectivement sens chaine).

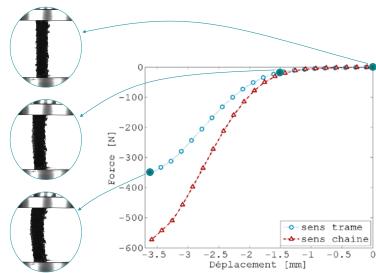


Figure 1.23 – Compression d'un interlock 3D dans le sens trame et chaine: courbes expérimentales

Pour un taux de compression inférieur à 2% la réponse du matériau est identique dans les deux directions de sollicitation. Au-delà de 2% un flambement apparait, de sorte qu'il n'est plus possible d'accorder de crédit aux résultats expérimentaux. Cependant, à la vue des différentes rigidités sollicitées lors de la mise en forme des renforts tissés, la connaissance du comportement en compression pour de petites déformations est suffisante. Les résultats de ces essais ont servi à l'identification de coefficient matériau dans le cadre de la thèse de Sylvain Mathieu [MAT15].

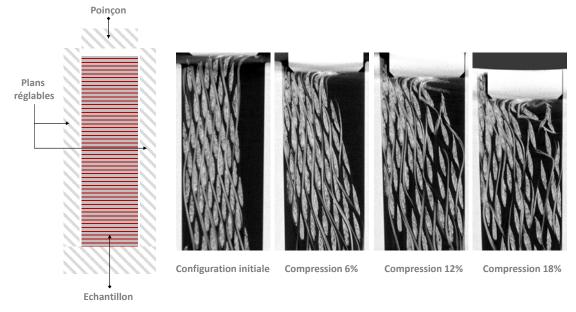


Figure 1.24- Compression longitudinale sens chaine et contrôle du flambement

Un dispositif expérimental dédié à la compression longitudinale et équipé de surfaces réglables capable de bloquer l'apparition du flambement a été développé pour être intégré dans un microtomographe à rayons X. Les premiers tests réalisés ne sont pas concluants. Le renfort textile se déforme facilement et son épaisseur n'est pas constante. Expérimentalement, il est très difficile de positionner verticalement un échantillon et de le bloquer entre deux plans. La figure 1.24 illustre une tentative d'essai de compression longitudinale avec contrôle du flambement. On voit que la présence d'un jeu ou la mauvaise orientation initiale de l'éprouvette impacte directement la qualité de l'essai.

C. Cisaillement dans le plan des interlocks

Objectifs de l'essai

Le cisaillement dans le plan est le mode de déformation qui pilote la drapabilité et la perméabilité du renfort lors de la mise en forme. Une bonne compréhension des mécanismes de déformation mis en jeu est donc fondamentale. Il existe deux essais mécaniques pour la caractérisation du cisaillement plan : l'essai de cadre (Picture frame) et l'essai de traction en biais (Bias Extension Test ou BET). Dans cette thèse plusieurs essais de traction en biais ont été réalisés avec deux objectifs en vue :

- Analyser l'influence de l'humidification à l'eau des éprouvettes sur la réponse mécanique
- Mesure d'angle de cisaillement par corrélation d'image

Principe

Le Picture Frame Test est un essai permettant d'imposer une cinématique de cisaillement pur en contraintes à un tissé grâce à un parallélogramme déformable qui va solliciter l'échantillon. L'éprouvette est une croix, dont le coté a la même dimension que le cadre. Elle est maintenue par l'intermédiaire de talons réalisés par collage de plaques sur chacun des bords (figure 1.25). Ce dispositif a été largement étudié [PEN04, HAR04, CA008]. Un calcul de l'angle de cisaillement théorique γ imposé par le cadre en fonction du déplacement d de la machine et de la longueur L_C du côté du cadre est possible [MCG97] :

$$\gamma(d) = \frac{\pi}{2} - 2\cos^{-1}\left(\frac{\sqrt{2}}{2} + \frac{d}{2L_c}\right)$$
 (1.5)

La principale difficulté, même pour des tissus minces, provient de l'alignement initial du tissu qui doit être rigoureusement identique à celui du cadre. Lors de ce test, on veut solliciter le tissu en cisaillement pur, or il persiste forcément un défaut angulaire initial; la cinématique engendre donc de la tension dans les mèches. Le problème devient plus complexe dans le cas des renforts tridimensionnels à cause du nombre plus important de mèches, mais surtout de l'épaisseur du tissé qui complique le positionnement initial. La mise en œuvre de cet essai étant difficile, un essai de traction en biais lui est préféré.



Figure 1.25 – Essai du cadre (Picture Frame)

Cet essai consiste à solliciter en traction une éprouvette rectangulaire, dont la découpe est telle que les réseaux chaine et trame, en configuration initiale, sont orientés à 45° par rapport à la direction de sollicitation. Cette géométrie particulière de l'éprouvette doit permettre de visualiser un cisaillement dans le plan lorsque l'effort de traction est appliqué. En effet, en admettant les hypothèses suivantes :

- L'éprouvette possède un rapport longueur/largeur tel que L > 2l
- La rigidité des mèches en tension est grande devant celle de cisaillement.
- Non glissement des mèches aux points de croisement chaine/trame

L'essai de BET devrait conduire à une cinématique de cadre, où les points de croisements entre mèches de chaine et mèches de trame seraient des pivots parfaits. Trois zones se forment au sein de l'éprouvette : une zone non cisaillée (en gris), une zone cisaillée d'un angle γ (en bleu foncé) et une zone dite « demi-cisaillée », cisaillée d'un angle $\gamma/2$ (en bleu clair).

Avec les hypothèses précédentes, un angle de cisaillement théorique peut être calculé en fonction de l'allongement de l'éprouvette [LUY09b] :

$$\gamma(d) = \frac{\pi}{2} - 2\cos^{-1}\left[\frac{\sqrt{2}}{2}\left(1 + \frac{d}{(L-l)}\right)\right]$$
 (1.6)

Où d est le déplacement des mors de la machine de traction, L la longueur initiale de l'éprouvette et l la largeur initiale. Une grandeur adimensionnée, donc indépendante de la géométrie de l'éprouvette, appelée couple surfacique permet de faire le lien entre les efforts développés par la machine et les déplacements dans l'éprouvette (pour plus de renseignements voir [HAR04], [LUY09b] et [BOI05]):

$$C_s(\gamma) = \frac{\sqrt{2}}{2S_1} FD \sqrt{1 - \left(\frac{D+d}{D\sqrt{2}}\right)^2} - \frac{S_2}{2S_1} C_s \left(\frac{\gamma}{2}\right)$$
(1.7)

avec D la longueur initiale de la diagonale du cadre de cisaillement induit par l'expérience (Figure 1.26), S_1 correspond à l'aire de la zone cisaillée, S_2 à l'aire de la zone demi-cisaillée, S_2 est la norme de la force exercée par la machine de traction sur l'éprouvette. L'équation transcendante (1.7) est résolue en utilisant une méthode séquentielle implémentée dans une macro Excel. Les résultats permettent de tracer l'évolution du couple surfacique en fonction de l'angle de cisaillement γ . La relation (1.7) fait le lien entre les mesures expérimentales, l'effort appliqué sur l'éprouvette et le déplacement du mors mobile, et le couple de cisaillement. L'obtention de cette variable permet de comparer plusieurs essais réalisés dans des conditions comparables mais où la géométrie et la nature du renfort varient. Ainsi, sur une batterie de bias extension tests, les variations de résultats dus aux variations de taille de la zone utile entre éprouvettes seront prises en compte et corrigées.

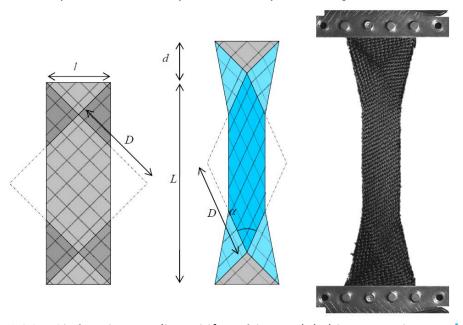


Figure 1.26 – Cinématique et dispositif expérimental du bias extension test [CHA11]

Protocole expérimental

Les éprouvettes de dimensions 270x70x15 mm ont été découpées à la machine jet d'eau. Au total, cinq échantillons sont testés. Trois d'entre eux sont humidifiés à hauteur de 30% en fraction massique d'eau. Un mouchetis est déposé sur l'une des faces et les trois zones indiquées sur la figure 1.26 sont représentées. Les éprouvettes sont ensuite fixées aux mors de la machine. Une caméra permet d'enregistrer les différents stades de la déformation.

Analyse et critique des résultats

Les courbes expérimentales des cinq essais sont tracées ci-dessous. Les essais réalisés sur les tissus secs (S_1,S_2) traduisent une plus grande rigidité en cisaillement du tissu par rapport aux essais avec humidification (H_1,H_2,H_3) . Pendant un cisaillement plan la rigidité provient essentiellement du frottement entre mèches. L'eau attenue le coefficient de frottement est permet un cisaillement aisé. La maitrise de la quantité d'eau introduite dans les échantillons H_1,H_2,H_3) n'est pas simple, ce qui explique la non répétabilité des courbes résultats, contrairement aux essais à secs.

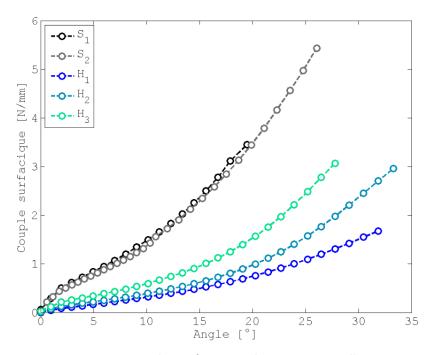


Figure 1.27 - Couple surfacique obtenu à partir d'un BET

Tout comme la traction/compression, le comportement du renfort en cisaillement est fortement non linéaire. Pour un angle de cisaillement compris entre 0° et 15°, les deux réseaux de mèches se déforment de façon semblable à un treillis articulé. Les mèches pivotent les unes par rapport aux autres. Progressivement le volume occupé par les porosités dans le renfort diminue. N'ayant plus de place pour « tourner » les deux réseaux de mèches entrent en contact. Elles subissent chacune une compression transverse importante ce qui entraine une augmentation de la rigidité en cisaillement du renfort.

L'hypothèse de non-glissement des mèches aux points de croisement chaine/trame peut être vérifiée expérimentalement. En effet, l'angle de cisaillement théorique peut être comparé à l'angle de cisaillement observé effectivement sur l'éprouvette. Dans [LUY09b] une telle étude comparative a été menée pour un taffetas de verre (figure 1.28(a)), la corrélation entre angle théorique et angle mesuré est assurée jusqu'à 40°. Toutefois ce résultat dépend fortement de l'architecture du tissu. En effet, la figure 1.28(b) illustre la même analyse pour l'armure interlock. Le modèle ne colle plus avec l'expérience à partir de 30°.

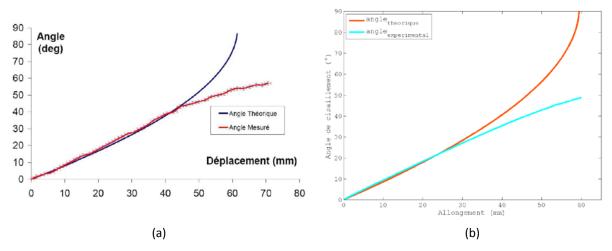


Figure 1.28 – Angle théorique vs angle expérimental : (a) résultat dans [LUY09b] et (b) résultat sur interlock {A/I-B/L}

D. Cisaillement transverse

Objectifs de l'essai

Ce mode de déformation est propre aux interlocks dont l'épaisseur est suffisamment importante pour qu'un cisaillement se produise. Il a été très peu étudié jusqu'à présent du fait de la faible utilisation actuelle des tissés épais. Aucun dispositif ni protocole expérimental n'est communément admis. Les travaux significatifs dans ce domaine, impliquant le développement de dispositifs expérimentaux, sont présents dans [ZHA13], [CHA11a], [ORL12]. Dans [ORL12], l'éprouvette est encadrée par deux supports métalliques. Le premier est fixe, tandis que le second est en translation rectiligne dans la direction de sollicitation.

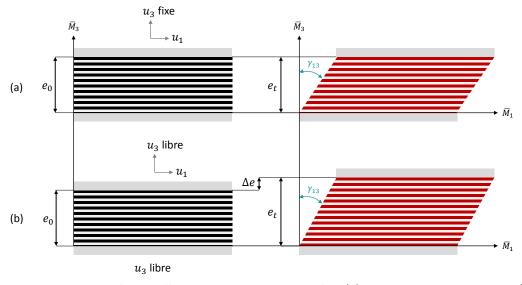


Figure 1.29 – Essai de cisaillement transverse simple : (a) épaisseur constante et (b) spécimen libre de se déformer suivant \overline{M}_3

Deux configurations de chargement sont possibles:

- Cisaillement à épaisseur constante (figure 1.29(a)) : la distance qui sépare les supports reste constante au cours de l'essai. Donc : $\forall t \ e_0 = e_t$
- Cisaillement libre (figure 1.29(b)) : l'éprouvette est libre de se déformer suivant son épaisseur. Donc : $\forall t \ e_t = e_0 + \Delta e$

Lorsque le cisaillement s'effectue dans la configuration épaisseur libre, il apparait un phénomène de foisonnement, où l'éprouvette voit son épaisseur augmenter de Δe au lieu de diminuer. Dans cette thèse, plusieurs essais de cisaillement transverse ont été réalisés avec le montage développé dans [ORL12]. Une étude du phénomène de foisonnement a été menée.

Protocole expérimental

L'échantillon est fixé à deux surfaces. La première surface reste fixe. La seconde est entrainée en translation verticale par la traverse mobile. La déformation suivant l'épaisseur est libre car la surface mobile est liée à deux plaques en acier souples. Un mouchetis déposé sur les éléments mobiles du dispositif va permettre de mesure le foisonnement.

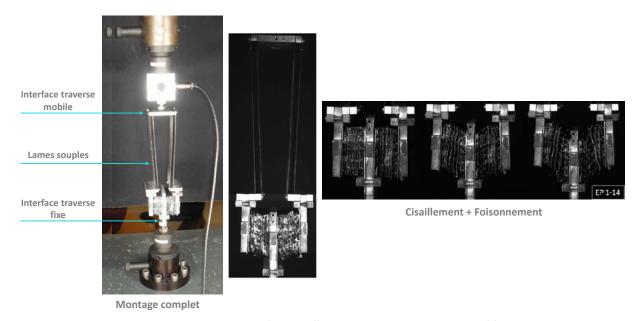


Figure 1.30 – Montage de cisaillement transverse à mors libres

Analyses et critiques des résultats

Le comportement en cisaillement transverse est non linéaire (figure 1.31). La réponse dans le sens trame n'est pas superposable à celle du sens chaine. Cette différence peut s'expliquer par le déséquilibre chaine/trame et un embuvage supérieur au retrait. Le cisaillement transverse dans la direction trame s'opère plus facilement car le liage chaine/trame est moins prononcé, les mèches de trame présentant une faible ondulation. En revanche dans la direction chaine l'embuvage renforce les interactions entre les réseaux de mèches et s'oppose au cisaillement. La rigidité sens chaine est donc supérieure.

La mesure de la déformation transverse de l'éprouvette est réalisée par corrélation d'image avec le logiciel VIC-2D. Le résultat est présenté sur le graphique de la figure 1.31.

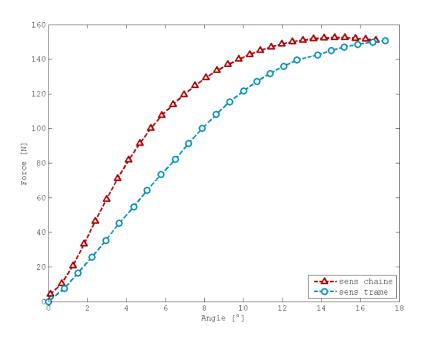


Figure 1.31 – Cisaillement transverse de l'échantillon interlock

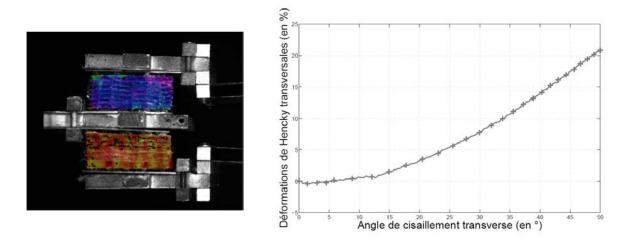


Figure 1.32 – Mesure du phénomène de foisonnement d'une éprouvette interlock

E. Compression transverse

Objectifs de l'essai

Le contrôle de la perméabilité tout au long de la mise en forme du renfort est capital. C'est le paramètre qui va déterminer le bon fonctionnement de la phase d'injection de la résine. Il est fortement influencé par compression transverse des tissus. La caractérisation de ce mode de déformation est par conséquent primordiale. La densité volumique de fibres, principalement liée au comportement en compression, doit être maitrisée afin d'optimiser les performances mécaniques tout en surveillant sa perméabilité et l'écoulement de la résine à l'intérieur du renfort [BIC97, GRU04].

Protocole expérimental

L'essai de compression transverse consiste tout simplement à comprimer un échantillon entre deux plateaux (figure 1.33). Le dispositif expérimental utilisé est celui décrit dans la section (1.4.3).

Analyses et critiques des résultats

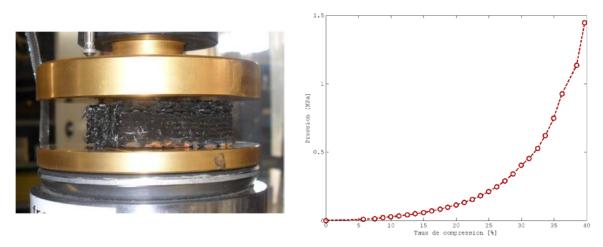


Figure 1.33 – Essai de compression transverse d'une éprouvette interlock

Le comportement du renfort en compression transverse est non-linéaire. A mesure que la déformation de compression augmente le volume occupé par les porosités diminue et la rigidité augmente fortement.

F. Flexion

Le comportement en flexion de poutres d'interlock est également non linéaire. Au cours de l'essai, en se basant sur l'observation de sections initialement droites, l'éprouvette est principalement soumise à du cisaillement transverse. Des sections, marquées de traits verticaux, restent quasi verticales au cours de la flexion, indiquant que des plans de mèches glissent les uns par rapport aux autres. Les matériaux fibreux épais se rapprochent alors, si on les assimile à des plaques, de la théorie de Mindlin-Reissner plutôt que de celle de Kirchhoff-Love, où les sections restent normales à la fibre moyenne. Cette déformation particulière est bien entendue liée aux larges rigidités en traction des mèches, qui contraignent chaque couche à garder une longueur constante.

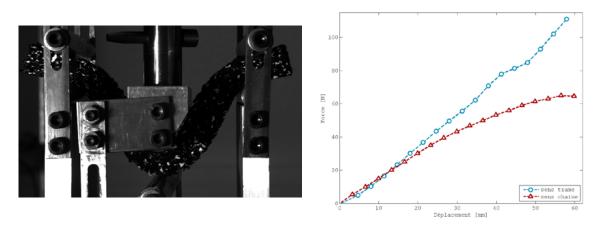


Figure 1.34 – Essai de flexion 3 points

1.6. Objectif de la thèse

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet INTERLOCK3D financé par l'Agence Nationale de la Recherche (ANR). Ce projet réuni plusieurs laboratoires de recherche (Lamcos, 3sr, LMSSMat...) et plusieurs industriels spécialisés dans le milieu des composites interlocks (Safran Aircraft Engines, Novitom...). L'objectif de ce projet est de proposer un panel d'outils de caractérisation et de méthodes de modélisation pour anticiper et optimiser la genèse des architectures fibreuses tissées 3D lors des étapes de mise en forme. Les différents acteurs et leurs tâches respectives sont synthétisés dans le diagramme de la figure 1.35.

En ce qui concerne les travaux de thèse exposés dans ce manuscrit, deux objectifs principaux sont ciblés:

- Proposer une méthode automatisable capable d'affecter des conditions aux limites aux bords d'un VER (2D OU 3D) et de prendre en compte les interférences que subit ce VER dans le cas des grandes transformations. Cet objectif est l'objet du chapitre
- Calculer la perméabilité d'un renfort 2D et d'un renfort 3D à partir des géométries réalistes des VER obtenus par tomographie X. Cet objectif est l'objet du chapitre 3.

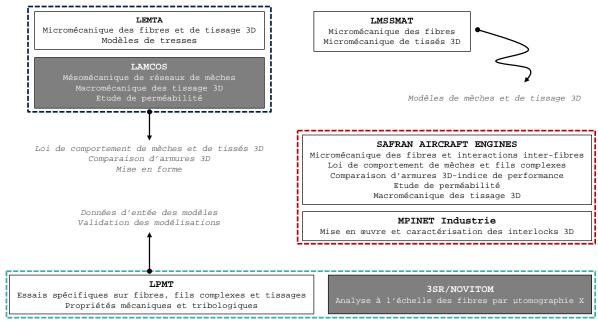


Figure 1.35 - Projet INTERLOCK 3D: entités et organisation

1.7. Conclusion du chapitre 1

Les composites constituent une classe très large de matériau. Les différents couplages entre matrice et renfort offre la possibilité de construire un matériau hybride capable de satisfaire à un cahier des charges spécifique. Leur champ d'application ne cesse de s'élargir et s'étend aussi aux pièces structurelles. Dans ce manuscrit, l'intérêt est porté sur une classe particulière de composites : les composites à matrice polymère et à renfort tissés fabriqués par R.T.M. Concrètement, ce sont les étapes de mise en forme à sec du renfort et d'injection de la résine qui sont étudiées ici. La modélisation du problème est complexe compte tenue du comportement non linéaire des textiles tissés, des non linéarités géométriques liées aux grandes déformations du renfort et des non linéarités de contact dues aux frottements entres réseaux de mèches.

Simulation mésoscopique et homogénéisation de renforts tissés

2.1. Introduction

Disposer d'outils numériques capables de prédire le résultat des expériences et d'anticiper l'apparition de défauts de fabrication est un enjeu crucial, en particulier lorsqu'il s'agit de la production de pièces structurelles à forte valeur ajoutée. La complexité géométrique des renforts fibreux et le comportement non linéaire de leurs constituants, complexifient grandement cette tâche. En termes de modélisation numérique, ces matériaux présentent toutes les non-linéarités possibles :

- Non linéarités matérielles: le renfort tissé est un matériau orthotrope lorsque qu'il est extrait du métier à tisser mais devient totalement anisotrope lorsqu'il est déformé. De plus, dans la section (1.5) la réponse mécanique de ce matériau à différentes échelles d'observation a été mise en évidence. La loi de comportement qui va correspondre au matériau sera nécessairement non linéaire.
- Non linéarités géométriques: le principal mode de déformation à l'échelle macroscopique qui pilote la drapabilité du renfort est le cisaillement plan. Pour une pièce à géométrie complexe, comme l'aube de soufflante illustrée sur la figure 1.8, les angles de cisaillement peuvent atteindre 40° ou plus. Par conséquent, la modélisation de la mise en forme doit nécessairement se faire en grandes transformations.
- Non linéarités de contact : une modélisation fine de l'architecture du renfort implique de représenter au moins chaque mèches qui le constituent voire chaque fibre. Une telle modélisation requiert alors la prise en compte des interfaces de contact entre tous ces corps et leurs évolutions au cours de la déformation. La gestion du contact est une non linéarité particulièrement coûteuse en temps de calculs, en particulier lorsque le nombre de corps en présence est important, comme c'est le cas ici.

A ces difficultés techniques, s'ajoute le caractère multi-échelles du renfort tissé mis en évidence à la section (1.3.4). Le comportement des fibres à l'échelle microscopique influence celui de la mèche à l'échelle supérieure, qui elle-même influence le comportement global du renfort à l'échelle macroscopique. Comment prendre en compte tous ces facteurs dans la modélisation? Du point de vue géométrique, l'idéal serait de pouvoir modéliser finement la géométrie réelle du renfort à l'échelle macroscopique, en représentant toutes les fibres et toutes les mèches. La variation de section des mèches serait prise en compte et les surfaces de contact seraient représentées sans interpénétrations. Du point de vue loi de comportement, il faudrait affecter à chaque fibre un modèle mécanique (cf. section (1.5.1)). Il faudrait aussi affecter une loi de frottement aux contacts entre fibres, après que celui-ci ait été préalablement caractérisé. A l'heure actuelle, les moyens de calculs ne peuvent gérer un modèle avec autant de degrés de liberté et de paramètres. Il faut nécessairement faire des hypothèses simplificatrices et négliger certains aspects.

En introduction du chapitre 2, un état de l'art des différentes techniques de modélisation des renforts textiles tissés est présenté. Deux approches concurrentes sont introduites : l'approche macroscopique et l'approche multi-échelles. Dans ce qui suit, c'est l'approche

multi-échelle qui est privilégiée. Plus précisément, l'objet central de ce chapitre est le changement d'échelle qui s'opère dans le cadre de cette approche. En effet, dans le cas de milieux poreux multi-corps, tels que les renforts tissés, ce changement d'échelle n'est pas trivial et requiert une méthode. Cette problématique est détaillée à la section (2.3.4). Une méthode originale, baptisée méthode des « conditions aux limites périodiques généralisées », est ensuite proposée pour palier à cette problématique.

2.2. Modélisation des renforts tissés

Dans cette section les différentes approches possibles pour la modélisation des renforts textiles sont présentées.

2.2.1. Approche macroscopique

A. Principe

L'approche macroscopique consiste à supposer le matériau homogène à l'échelle macroscopique malgré son caractère hétérogène. A partir d'une batterie d'essais mécaniques réalisés sur un jeu d'éprouvettes, la réponse mécanique du matériau à différentes sollicitations est obtenue. Le choix d'un modèle comportemental purement phénoménologique permet ensuite de faire un recalage avec les courbes expérimentales. Le choix du modèle matériau (élastique, hyper-élastique, hypo-élastique...) est délicat compte tenu de la complexité du comportement mécanique des tissus. Cette approche ne tient compte que du comportement macroscopique du matériau et ne peut en aucun cas prendre en considération des phénomènes physiques se produisant aux échelles inférieures (frottement entre fibres/mèches, flambement de mèches...). Son principal avantage réside dans sa capacité à produire des résultats pour des simulations à l'échelle de la pièce composite finie avec des temps de calcul raisonnables.

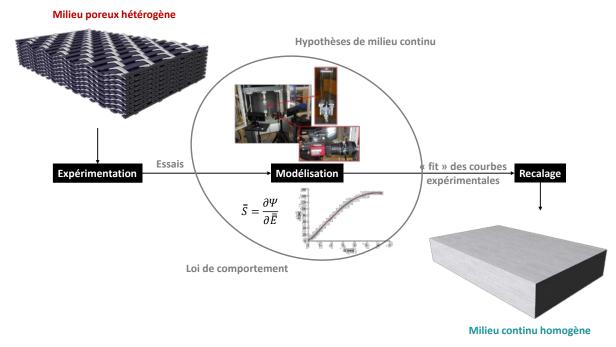


Figure 2.1 – Approche macroscopique

B. Modèles mécaniques continus

La structure macroscopique est maillée à l'aide d'éléments finis 3D ou 2D continus. Le caractère discret de la matière est perdu. Le choix judicieux d'une loi de comportement permet de prendre en considération le caractère anisotrope du matériau et son évolution au cours de la déformation. Différentes approches, qu'elles soient hypo-élastiques [PEN 05, BAD 08c, KHA 10] ou hyper-élastiques [SPE 72, THI 07, DRI 10, CHA 12], ont donné des résultats probants. Ces lois sont associées à des éléments coques ou plaques pour les tissés fins et à des éléments briques pour les tissés épais. Ces méthodes présentent l'avantage de pouvoir être utilisées facilement dans des codes éléments finis commerciaux. Leur inconvénient majeur est de perdre une grande partie des informations micro et mesostructurales (orientations, taux de fibres...) ce qui pénalise l'optimisation de l'étape d'injection de résine ou celle des propriétés finales des composites.

C. Modèles mécaniques semi-discrets

Une partie du comportement est modélisée grâce à un solide continu tandis qu'une autre est modélisée grâce à des apports discrets relatant les dimensions des fibres et leur comportement mécanique. On peut alors distinguer deux philosophies dans l'interaction entre parties discrètes et continues. Dans un premier cas, les parties discrètes et continues sont associées dans un même élément lagrangien. Les efforts générés par une déformation quelconque sont subdivisés entre une contribution de tension associée aux parties discrètes et les autres contributions (cisaillement, compression) associées à la partie continue. Les parties discrètes et continues sont fixes l'une par rapport à l'autre dans la configuration isoparamétrique. Dans ce cas-ci, la partie discrète n'est que la représentation élémentaire d'une contribution énergétique en tension. Deux modèles de ce type ont été développés, le premier dédié aux tissus 2D utilisant des éléments de coques [HAM 08], et le second dédié aux interlocks utilisant des éléments briques [LUY 09a] (figure 2.2). L'intérêt d'un tel élément est de pouvoir représenter plus fidèlement et simplement les directions locales des mèches dans la préforme et de rendre compte de l'anisotropie complexe de ces matériaux.

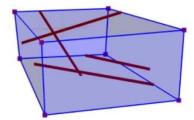


Figure 2.2 – Elément brique semi-discret à 8 nœuds et application [LUY 09b]

Une autre philosophie de modélisation considère les parties discrètes et continues comme totalement indépendantes. C'est le cas, par exemple, de travaux sur les NCF [CRE 06]. Ces tissés spécifiques sont constitués de nappes cousues. Dans cette modélisation, les nappes de mèches sont représentées par des couches d'éléments solides tandis que des éléments barres sont ajoutés pour représenter les coutures. Ici, les parties continues sont totalement découplées des parties discrètes, impliquant la gestion du contact entre les nappes et les coutures.

2.2.2. Approches multi-échelles

A. Objectif

L'objectif est de remplacer le matériau hétérogène par un matériau continu homogène équivalent à l'échelle macroscopique. Le matériau homogénéisé doit se comporter en « moyenne » comme le matériau hétérogène. Pour atteindre cet objectif, le point de départ est la description du matériau à une échelle fine (meso, micro, atomique...), plus petite que celle de la structure macroscopique, où le détail des hétérogénéités est perceptible. A cette échelle, quatre informations doivent être complètement déterminées [AUR04]:

- Les équations de conservation
- Les rhéologies avec la valeur des paramètres
- Les grandeurs physiques qui décrivent les phénomènes étudiés
- La géométrie

Sur la base de ces informations, la loi de comportement du matériau homogénéisé peut être identifiée et caractérisée grâce à une technique d'homogénéisation. Au final, deux problèmes aux limites sont à résoudre. Un problème à l'échelle fine et un problème à l'échelle macroscopique.

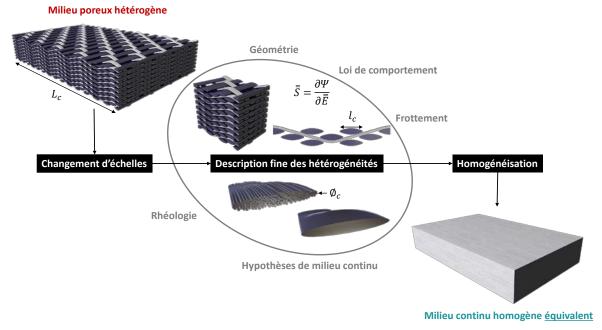


Figure 2.3 – Approche multi-échelles

B. Homogénéisation

Les techniques d'homogénéisation sont très nombreuses. Le choix d'une méthode va dépendre de plusieurs critères :

- Dispersion aléatoire (méthodes statistiques [KR086]) ou périodique (homogénéisation de structures périodiques [SAN74]) des hétérogénéités
- Flux de données entre l'échelle macroscopique et l'échelle fine (méthodes hiérarchiques, méthodes concourantes)
- Résolution analytique ou numérique (problème linéaire ou non linéaire...)

B.1. Homogénéisation de milieux périodiques : approche analytique

Dans toutes les méthodes d'homogénéisation analytique, la forme de la loi de comportement du milieu continu équivalent est postulée. Par exemple, si le comportement à l'échelle fine est élastique linéaire, on suppose qu'il sera également élastique linéaire à l'échelle macroscopique. La seule est unique méthode, qui se passe de tout prérequis est la méthode des développements à échelles multiples. A ce titre, elle constitue une véritable méthode de découverte de loi de comportement. Formulée dans [SAN74], [KEL77], [BEN78] et [SAN80], elle est initialement destinée pour le cas des milieux périodiques. Elle repose sur deux hypothèses fortes :

- H1 : séparation d'échelles (au sens géométrique et au sens du chargement)
- H2: milieu parfaitement périodique

L'hypothèse H1 implique que le paramètre de séparation d'échelles, $\epsilon=\frac{l_c}{L_c}$ soit petit devant un $(\epsilon\ll 1)$. l_c est une longueur caractéristique de l'échelle des hétérogénéités (la taille du VER par exemple) et L_c est une longueur caractéristique de la structure macroscopique (Cf. figure 2.3). En homogénéisation, on considère qu'un bon rapport d'échelle est au moins égale à $\epsilon=0,1$. Cela signifie que la macrostructure contient au moins dix VER.

La séparation d'échelles ne se joue pas uniquement sur les aspects géométriques mais aussi sur le chargement. En effet, la sollicitation mécanique à laquelle est soumise la macrostructure doit impacter un grand nombre de VER et ne doit pas être locale. La figure 2.4 illustre bien cet aspect : à l'extrême gauche le chargement est généralisé, à l'extrême droite le chargement est du même ordre de grandeur que le VER.

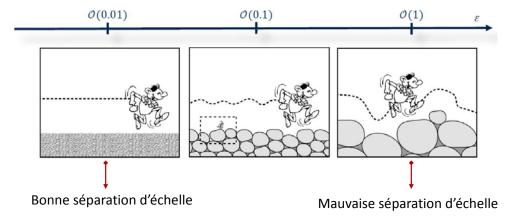


Figure 2.4 – Séparation d'échelles au sens du chargement [BOU93]

L'hypothèse de périodicité H2 permet de rechercher le champ de déplacement \bar{u}^* sous la forme d'un développement asymptotique en puissance ϵ :

$$\bar{u}^*(\bar{x}) = \sum_{k=0}^{\infty} \epsilon^k \bar{u}^{(k)}(\bar{x}^*, \bar{y}^*) \quad avec \ \bar{x}^* = \frac{\bar{x}}{L_c} \ et \ \bar{y}^* = \frac{\bar{y}}{l_c}$$
 (2.1)

L'ordre du développement asymptotique permet de prendre en comptes les fluctuations du champ de déplacement aux échelles inférieures. Plus l'ordre sera élevé plus fine sera la description. Ceci est illustré sur la figure 2.5. Soit une sollicitation mécanique parcourant un milieu hétérogène périodique. Le champ de déplacement solution \bar{u}^* est composé d'une contribution à l'ordre zéro, $\bar{u}^{(0)}$, qui correspond au déplacement macroscopique ; d'une contribution aux échelles inférieures, $\bar{u}^{(1)}$, $\bar{u}^{(2)}$...

La méthode des développements en double échelles consiste à introduire le développement asymptotique (2.1) dans le problème mécanique posé à l'échelle fine. On obtient alors une suite de problèmes à résoudre aux différentes échelles. Lorsque la méthode est menée jusqu'au bout elle permet de répondre à trois interrogations :

- Existe-t-il un milieu continu équivalent? Autrement dit, est ce que le problème est « homogénéisable »?
- Quelle est la forme de ce milieu continu équivalent ? (unique, multiple)
- Quelle est la forme de la loi de comportement du continu équivalent ?

Cette méthode conduit à de très bons résultats dans le cas linéaire en petites perturbations. Une extension aux problèmes non-linéaires a été proposée dans différents travaux. On citera, en autre, [MEU14] en grandes transformations et non linéarité matérielle, et [VAS08a], [VAS08b], [FIL13] pour le contact. Cependant, la méthode des développements asymptotiques repose sur une hypothèse forte : la périodicité. En outre, lorsque les physiques mises en jeu sont complexes, elle requiert la résolution de problèmes aux limites sur les VER difficiles, c'est-à-dire qu'il faut résoudre par des techniques d'homogénéisation numériques appropriées (Cf. section suivante).

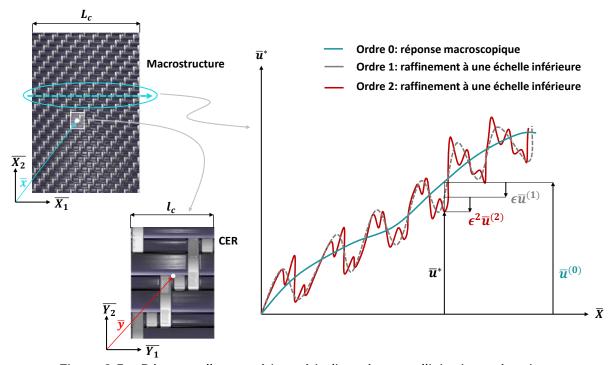


Figure 2.5 – Réponse d'un matériau périodique à une sollicitation mécanique

B.2. Homogénéisation numérique

Pour l'homogénéisation de milieux périodiques non-linéaires, les méthodes analytiques donnent des bornes encadrant le comportement effectif du milieu macroscopique continu équivalent. Cependant, la solution exacte du problème n'est pas atteignable. L'obtention d'une solution approchée est possible en passant par les méthodes d'homogénéisation numérique.

Méthodes concourantes

Les méthodes concourantes consistent à coupler et résoudre simultanément les problèmes mécaniques aux deux échelles (fine et macro). Initiées dans [REN90] et développées dans [FEY00, FEY03, GH001, KOU04, MAT04, SMI98, TER01] elles sont désignées dans la littérature sous le nom de méthodes FE^2 . Elles offrent un cadre générale pour l'homogénéisation de milieux au comportement non linéaire ou présentant une géométrie complexe. Si la résolution s'effectue avec une discrétisation éléments finis et une approche en déplacement alors le calcul s'effectue suivant l'algorithme de la figure 2.6. Ci-dessous l'indice M référera à une quantité macroscopique tandis que l'indice m référera à une quantité caractéristique de l'échelle fine.

Cette stratégie multi-échelles a la capacité de gérer n'importe quelle morphologie et toutes les non-linéarités possibles à l'échelle fine. Cependant, les boucles imbriquées établies dans l'algorithme de la figure 2.6 mettent en avant une limitation majeure des méthodes FE²: le temps de calcul. En effet, une simple densification du maillage macroscopique entraînerait une augmentation du nombre de problèmes aux limites à résoudre à l'échelle fine. L'utilisation de ces méthodes en dehors de cas 3D élémentaires est exclue à ce jour. Les méthodes dites séquentielles, ont été développées pour palier à cette problématique.

Initialisation

Maillage de la structure Macro Maillage de la VER à l'échelle fine Affectation d'une VER à chaque point d'intégration du maillage Macro Calcul multi-échelles **Echelle fine** Echelle macroscopique Boucle sur les incréments du chargement I_{incr}^{M} Boucle sur les éléments I_{elem}^{M} Boucle sur les points d'intégration I_{int}^{M} Calcul de $\bar{\bar{F}}_{M}$ Changement d'échelle $M \rightarrow m$: affectation des conditions aux limites aux bords de la VER à partir de $\bar{\bar{F}}_M$ Boucle sur les éléments I^m_{elem} Boucle sur les points d'intégration I^m_{int} Calcul de $\bar{\bar{P}}_m$ et de $\bar{\bar{\bar{C}}}_m$ Fin de boucle sur I_{int}^{m} Fin de boucle sur I_{elem}^m Changement d'échelle $m \to M$: calcul de $ar{ar{P}}_M$ et de $ar{ar{C}}_M$ par prise de moyenne sur le volume total de la VER Fin de boucle sur I_{int}^{M} Fin de boucle sur I_{elem}^{M} Fin de boucle sur I_{incr}^{M}

Figure 2.6 - Méthode FE²

Méthodes séquentielles

Une approche séquentielle sous-entend un découplage des problèmes aux limites aux échelles de modélisation. En effet, si les techniques de changements d'échelle restent identiques, les calculs à l'échelle fine et à l'échelle macroscopique ne sont pas effectués en simultanés. Les méthodes d'interpolation de bases de données (Unit Cell Methods) [CLE13, TAK96, TEM07a, TEM07b, TER95, TRA11, YV009] constituent une importante classe parmi les méthodes séguentielles.

$$\bar{\bar{P}}_{M} = \frac{\partial \Psi_{M}(\bar{\bar{F}}_{M})}{\partial \bar{\bar{F}}_{M}} \tag{2.2}$$

La méthode des potentiels numériques explicites développée dans [YV009,YV013] propose de construire numériquement le potentiel Ψ_M . Une série d'essais numériques sont réalisés sur le VER. A chaque essai correspond un gradient de la transformation macroscopique \bar{F}_M . Après résolution du problème aux limites à l'échelle fine et homogénéisation, le tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff I macroscopique est obtenu. Une valeur discrète de Ψ_M peut alors être calculée à partir de (2.2). Une fois calculées et stockées, ces valeurs discrètes de la fonction potentielle macroscopique peuvent être interpolées et dérivées. Plus le nombre d'essais numériques est grand, plus la base de données de valeurs discrètes de Ψ_M est riche et plus l'approximation est précise. Les valeurs discrètes peuvent également être approximées par une forme asymptotique continue directement utilisable à l'échelle supérieure [ORG09, MEU14].

C. Modélisation à l'échelle fine

Une fois la stratégie d'homogénéisation sélectionnée, il faut modéliser le renfort à une échelle fine (méso ou micro).

C.1. Echelle microscopique

A l'échelle microscopique, le constituant élémentaire de la simulation est la fibre. L'objectif est donc de modéliser le comportement matériel d'une fibre ainsi que leurs interactions. Les grandeurs mécaniques des fibres étant relativement bien connues, la principale difficulté de l'approche est la gestion du contact entre les nombreux corps du modèle. De nombreuses études portent sur la simulation de cordes ou de câbles dont la structure est proche des mèches mais avec un nombre limité de fibres, le tout fortement torsadé. [JIA99, NAW00, SRE06, GH007]. Par contre, l'application aux mèches de renforts est plus rare, principalement à cause du nombre élevé de fibres par mèche. On notera cependant la modélisation du tissage développée par Zhou [ZH004], figure 2.7a, qui permet de prévoir dans certaines limites la géométrie des mailles tissées élémentaires.

Les travaux de Durville [DUR10] donnent des résultats prometteurs pour la modélisation à l'échelle microscopique de renforts. Des modèles de mailles élémentaires ont été développés afin de visualiser le positionnement des mèches et leur réarrangement pendant une sollicitation, figure 2.7bc. Le positionnement des fibres dans l'armure non déformée n'est pas imposé mais simulé par suppression incrémentale des interpénétrations initiales. La limitation principale de ce type de simulation est le temps de calcul inhérent au nombre de fibres à modéliser. Pour cette raison, des groupes de fibres sont modélisés dans les mèches, réduisant le nombre de fibres virtuelles à quelques dizaines au lieu des milliers de fibres réelles. Le résultat est directement dépendant de la discrétisation : plus celle-ci est grossière, plus les groupes de fibres ont un comportement proche de celui des mèches, qui est bien plus complexe.

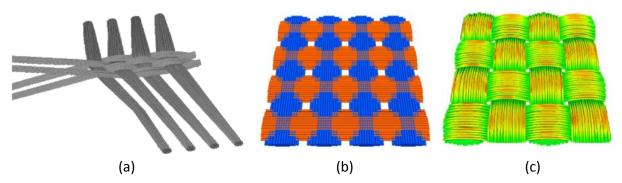


Figure 2.7 – Modélisation à l'échelle microscopique : (a) modèle de Zhou [ZHO04], (b) modèle de Durville [DUR10] en configuration initiale et (c) modèle de Durville [DUR10] en configuration tissé

Remarque:

La figure 2.7 ci-dessus illustre des résultats de simulation numérique pour une modélisation à l'échelle microscopique. En réalité, il serait plus rigoureux de parler de simulation micro/meso, puisqu'elles ne se limitent pas à une seule mèche mais contiennes plutôt plusieurs VER. La figure 2.7(b) contient par exemple 4 VER.

C.2. Echelle mésoscopique

Les renforts tissés sont des milieux poreux périodiques. A l'échelle mésoscopique cette périodicité peut être exploitée en modélisant uniquement la période, soit la VER (armure), qui permet de reproduire tout le tissu par répétition. Le constituant élémentaire de la simulation n'est plus la fibre, mais la mèche vue comme un milieu continu (cf. section 1.5.2. paragraphe B.2). Les interactions de contact entre fibres doivent être prises en compte. Il ressort de cette description géométrique à l'échelle mésoscopique deux avantages principaux :

- L'influence de l'armure sur le comportement macroscopique du renfort peut être évaluée. Contrairement aux approches continues, l'organisation des mèches dans la VER est finement modélisée de sorte qu'il est possible de trouver l'architecture optimum pour atteindre des propriétés mécaniques ciblées à l'échelle de la pièce.
- La VER est constituée de mèches mais aussi de zones vides (mesopores). Il est donc possible de simuler l'écoulement d'un fluide à travers le milieu en prenant soin de traduire la périodicité par des conditions aux limites appropriées. L'exploitation des résultats doit permettre de calculer la perméabilité du renfort. (Cf. chapitre 3)

Que ce soit pour étudier le comportement mécanique du tissu ou bien pour analyser sa capacité à laisser passer un fluide, la qualité des résultats des simulations mésoscopiques va dépendre du degré de détails apporté à la description géométrique de la VER. L'idéal serait de disposer d'un outil capable de générer automatiquement une armure 2D ou 3D, à partir de données d'entrée élémentaires telles que : le nombre de mèches, leur longueur, leur largeur et leur épaisseur, leur espacement, certaines propriétés mécaniques... Cet outil devrait permettre également de construire une géométrie réaliste, i.e. qui reproduit parfaitement les défauts géométriques de l'armure à la sortie du métier à tisser : changements de section et lignes moyennes réels des mèches, surfaces de contact en configuration non déformée sans interpénétration.

Plusieurs auteurs ont proposé des méthodes et/ou des logiciels qui abondent dans ce sens. Une bibliographie succincte (et non-exhaustive) est proposée ci-dessous. Elle regroupe ces méthodes en trois catégories:

- Méthodes à géométrie idéalisée
- Méthodes basée sur le comportement mécanique
- Méthodes à géométrie réaliste

Méthodes à géométrie idéalisée

Ces méthodes privilégient une représentation idéalisée de l'armure par souci de simplicité. Ces modèles ne reproduisent pas les sections réelles des mèches mais proposent de les approximer à partir de formes géométriques simples (section circulaire, rectangulaire, elliptique...). Les mèches sont générées par balayage d'une section prédéfinie le long d'une ligne moyenne paramétrée par des fonctions Splines, par exemple. Toute la phase de conception de l'armure peut être automatisée, en exploitant un modeleur CAO piloté depuis l'extérieur avec un programme (fortran, Python...). L'utilisateur n'a plus qu'à renseigner le minimum d'information géométrique requis dans une interface dédiée.

Certains travaux ont conduit au développement de logiciels capables de générer automatiquement l'armure désirée sans passer par un modeleur CAO. C'est le cas du logiciel TexGen mis au point à l'université de Nottingham [SHE07]. Cet outil permet de générer très rapidement le modèle géométrique d'une armure 2D ou 3D. Il est capable de gérer un grand nombre de mèches avec des variations de section. Des logiciels commerciaux proposent des fonctionnalités comparables, notamment TechText CAD, développé par TexEng Softawre Ltd. et ScotWeave Technical Weaver, développé par ScotCad Textiles. Si ces méthodes offrent une grande flexibilité et une rapidité dans l'obtention du modèle géométrique elles présentent très souvent un inconvénient majeur : des zones d'interpénétration entre mèches.

Ces défauts peuvent être corrigés s'ils ne sont pas trop importants et si la méthode de résolution du problème aux limites est la méthode des éléments finis. En effet, une fois la géométrie importer dans un solveur éléments finis, l'opération de maillage complétée avec un premier calcul à vide (sans chargement) permet de corriger ces interférences et de « coller » proprement les surfaces de contact.

Méthodes basées sur le comportement mécanique

D'autres approches proposent de prendre en considération le comportement mécanique des mèches dans la génération de la géométrie. Le logiciel WiseTex développé par Lomov et Verpoest ([LOM00], [LOM01], [LOM02], [LOM06], [LOM07], [VER 05]) est l'outil le plus abouti dans ce domaine. En plus des paramètres géométriques de l'armure, le logiciel requiert des données expérimentales concernant la traction longitudinale, la compression transversale, la flexion et la torsion des mèches. La géométrie finale du VER n'est pas imposée par l'utilisateur mais plutôt calculée par minimisation de l'énergie de déformation dans chaque mèche. Contrairement aux méthodes à géométrie idéalisée, la trajectoire des mèches et les formes des sections transverses sont basées sur le comportement mécanique des mèches. A ce titre, WiseTex permet d'atteindre un niveau de description supérieur à l'échelle mésoscopique. D'autres travaux ont été réalisés sur le même principe. On pourra notamment citer le logiciel GENTEX, mis au point dans [COU08].

Méthodes à géométrie réaliste

L'idée est de tirer profit d'observations expérimentales poussées pour construire une description fine du modèle géométrique. Dans [HIV03, HIV05], la trajectoire des mèches et leurs sections transverses sont reconstruites dans le modèle à partir de coordonnées mesurées sur les résultats d'analyses par microscopie 3D. Les contacts entre mèches sont modélisés en assurant qu'il n'existe ni vides ni interpénétrations entre elles. Ce type de modèle a prouvé sa capacité à décrire le comportement mécanique des renforts tissés en traction biaxiale [HIV08] et en cisaillement [BAD08b, BAD08c]. Le modèle de Hivet a été étendu récemment aux renforts 3D dans [WEN13, WEN14, WEN15].

La tomographie à rayons X est de plus en plus utilisée pour accéder au volume voxelizé du renfort. Un voxel est l'équivalent d'un pixel en trois dimensions ; un espace voxelisé est donc un espace divisé en plusieurs petits cubes. Si le volume est proprement segmenté, il est possible de distinguer les domaines occupés par chaque mèche. Cette méthode présente plusieurs avantages : elle permet de mailler tout type de modèles (2D et 3D) tout en imposant un contact parfait entre les mèches, l'automatisation est possible même si les mèches sont irrégulières (sections variables) et l'application de conditions aux limites est facilité par la distribution régulière des nœuds. Cette méthode peut être retrouvée dans [IAR09, DEC11, POT12]. Une contribution significative pour les tissés 3D a été apportée dans [NAO14, NAO15].

2.2.3. Simulation numérique de la mise en forme des renforts textiles

La simulation de la mise en forme de renforts textiles s'opère le plus souvent à l'échelle de la pièce structurelle, soit l'échelle macroscopique. L'approche macroscopique offre l'avantage d'être systématique. L'hypothèse d'homogénéité postulée, elle consiste à réaliser une série d'essais mécanique et à recaler un modèle mathématique, choisi a priori, sur les courbes expérimentales. L'approche multi-échelle requiert une description du comportement à une échelle plus petite que l'échelle macroscopique. Une fois le processus d'homogénéisation achevé, elle conduit à un modèle macroscopique homogénéisé plus riche, puisqu'il prend en compte les phénomènes mécaniques se produisant à l'échelle fine. Quelle que soit l'approche choisie, l'objectif est de construire une représentation continue homogène du renfort à l'échelle macroscopique.

Dans la littérature, les résultats les plus aboutis sont obtenus avec l'approche macroscopique. Quelques exemples de simulation de mise en forme sont illustrés sur la figure 2.8. Il n'existe pas de travaux où une approche multi-échelle est utilisée pour déterminer la loi de comportement du milieu homogénéisé, dans le cas d'un renfort textile seul. La plupart est réalisée dans le cadre de l'homogénéisation du matériau composite (renfort+matrice) qui va constituer la pièce finie. La problématique est donc axée sur la recherche des propriétés effectives du composite pour la pièce en service, ce qui n'est pas l'objectif ciblé ici. Ce sont plutôt les propriétés effectives du renfort pendant la mise en forme qui sont recherchés.

Cette volonté de représenter le renfort par un milieu continu est motivée par le souci d'obtenir des résultats de simulation dans un laps de temps raisonnable, ce qui est compliqué à l'heure actuelle lorsque le caractère hétérogène du renfort est conservé dans la modélisation. En plus du nombre de corps important, c'est la gestion du contact entre mèches et entre fibres qui va être préjudiciable au temps de calcul. Cependant, du point de vue de l'interprétation des résultats, on peut regretter cette représentation continue.

L'organisation interne du matériau dans la configuration déformée n'est plus accessible. La déformation des mèches n'est pas modélisée, de sorte qu'il y a une perte d'information considérable, notamment sur : le taux de fibres, la formation de flambements locaux, la déformation des mèches, le délaminage du textile...

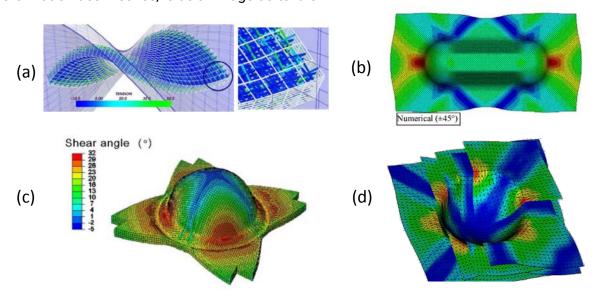


Figure 2.8 – Simulation de la mise en forme de renforts composites : (a) modèle semi-discret [LUY09b], (b) modèle 2D continu [KHA10], (c) modèle 3D continu [CHA12] et (d) modèle 2D semi-discret [HAM07]

C'est pour cela que de plus en plus d'auteurs s'orientent vers la simulation macro/meso de la mise en forme de renfort. Pour pallier à l'augmentation du temps de calcul, certains modèles proposent une description simplifiée des mèches, notamment [GAT10].

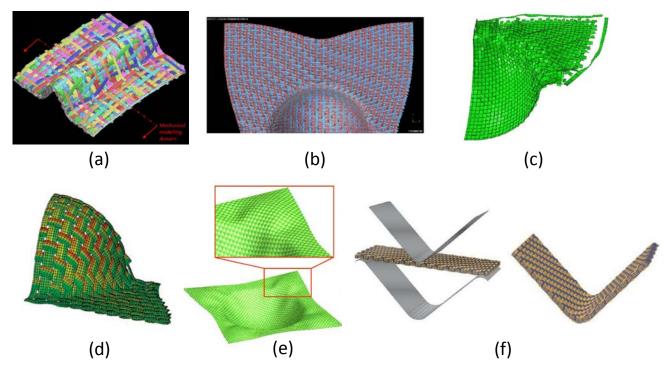


Figure 2.9 – Simulation macro/meso de la mise en forme : (a) [SAI15], (b) [SAI13], (c) [GAT10], (d) [TAV12], (e) [NIS13] et (f) [BAY15]

2.3. Changement d'échelle Macro/Meso pour un renfort tissé

2.3.1. Matériaux étudiés

Deux tissus différents, une architecture 2D et une architecture 3D, sont utilisés dans ce chapitre et dans le chapitre suivant pour illustrer les calculs faits à l'échelle mésoscopique. La loi de comportement caractérisant les mèches de ces tissus est une loi hyper-élastique isotrope transverse. Elle est détaillée dans cette section.

A. Architecture 2D

Le renfort 2D utilisé dans cette étude est une armure toile en fibres de verre. Plusieurs échantillons ont été passés au tomographe à rayons X. Les caractéristiques géométriques générales du renfort (section de mèche, embuvage, retrait, épaisseur...) ont été déterminées à partir des images obtenues. La section des mèches est elliptique. L'ondulation des mèches de chaine et de trame est identique et est reproduit, en CAO, à l'aide de spline cubique. Le modèle géométrique théorique associé au VER du renfort est généré à l'aide du logiciel CATIA V5. Les étapes de la modélisation sont résumées dans la figure 2.10.

B. Architecture 3D

Le renfort 3D utilisé est une armure sergé 3x3 angle interlock type couche-à-couche. La chaîne de modélisation mise en œuvre sur le tissu 2D est reproduite. Plusieurs échantillons sont passés au tomographe à rayons X. Les volumes reconstitués par la suite sont analysés et les observations effectuées permettent de générer le modèle géométrique parfait sous CATIA V5. Une vue en coupe dans le volume d'image suivant le sens trame permet d'identifier l'amplitude du retrait et d'affecter une forme géométrique aux sections des mèches chaine (Figure 2.12(b)). Pareillement, une vue en coupe dans le volume d'image suivant le sens chaine permet d'identifier l'amplitude de l'embuvage et d'affecter une forme géométrique aux sections des mèches trame (Figure 2.12(a)). A noter que le renfort est fortement déséquilibré, comme le montrent les mesures effectuées sur les largeurs de mèches. Le sens trame est deux fois plus dense que le sens chaine. Un premier VER peut être « découpé » dans la maquette numérique CATIA (figure 2.11(d)). C'est le VER qui traduit la périodicité bidimensionnelle du renfort (sens chaine et sens trame). Ce VER est constitué de 51 mèches de trame et de 48 mèches de chaine. Mais en réalité la périodicité de cette armure est tridimensionnelle (sens chaine, sens trame et épaisseur) car le liage dans l'épaisseur est de type « layer-to-layer ». Le VER effective du renfort, illustrée figure 2.11(e), est alors constituée de 7 mèches de trame et de 6 mèches de chaine. C'est cette géométrie qui va être utilisée par la suite pour les calculs. Une remarque intéressante peut être faite à ce stade de la modélisation. Si on raisonne sur le VER « bidimensionnelles », on s'aperçoit qu'une duplication de ce VER dans le plan permet en effet de générer l'intégralité de l'armure. En revanche, si on raisonne sur le VER effective « tridimensionnelle » il n'est pas possible de reproduire tout le tissu macroscopique par translation du VER. En effet, les bords supérieurs et inférieurs du tissu suivant l'épaisseur ne peuvent être reproduits. L'armure sergé 3x3 contient 8 VER dans l'épaisseur. Le paramètre de changement d'échelle calculé suivant l'épaisseur est égal à $\epsilon_{\rm Z}=\frac{e_{\rm CER}}{e_{\rm ARM}}\approx 9$. On suppose qu'il y a une séparation d'échelle suffisamment grande pour que le comportement du VER soit représentatif du milieu macroscopique.

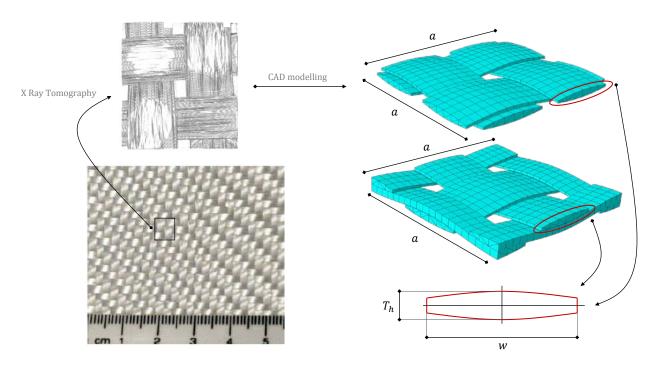


Figure 2.10 – Modèle géométrique CATIA de l'architecture plain weave dont les dimensions ont été extraites d'images 3D

Avec a = 7.8mm, $T_h = 0.32mm$ et w = 3mm.

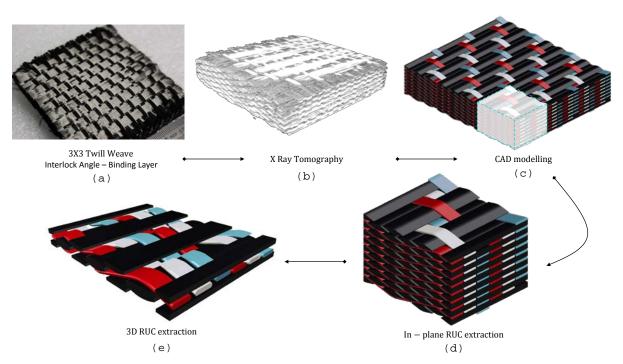


Figure 2.11 – Modèle géométrique CATIA de l'architecture sergé 3x3 interlock

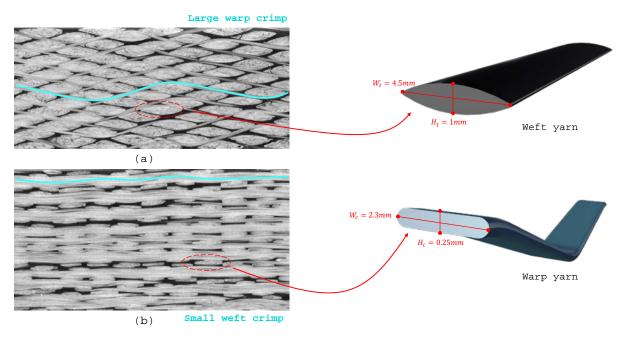


Figure 2.12 - Vue en coupe du renfort interlock: (a) plan chaine et (b) plan trame

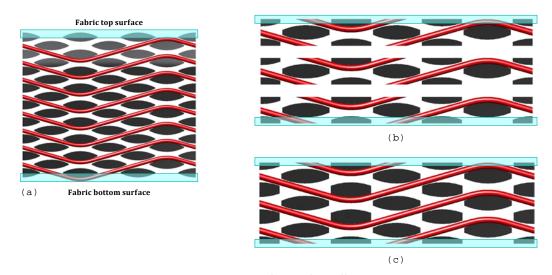


Figure 2.13 - Périodicité dans l'épaisseur

2.3.2. Loi de comportement des mèches de fibres

Le modèle de comportement associé à chaque mèche constituant le VER à l'échelle mésoscopique est un modèle hyperélastique isotrope transverse Néo-Hookéen. Le potentiel hyperélastique se compose en une somme de deux potentiels $\psi_{iso}(I_1,I_2,I_3)$ et $\psi_{trn}(I_1,I_2,I_3,I_4,I_5)$, avec I_1 , I_2 , I_3 les invariants classiques du tenseur de Cauchy-Green droit. I_4 et I_5 sont des invariants mixtes définis à partir du tenseur de structure $\overline{M}:I_4=\overline{\mathbb{C}}:\overline{\mathbb{M}}$ et $I_5=\overline{\mathbb{C}}^2:\overline{\mathbb{M}}$. Le tenseur de structure \overline{M} est défini à partir de l'orientation privilégiée \overline{m} en configuration initiale : $\overline{M}=\overline{m}\otimes\overline{m}$. Le potentiel ψ_{iso} est isotrope et traduit le comportement en traction/compression dans le sens de la mèche. Le potentiel ψ_{trn} est orthotrope et traduit la déformation de la mèche dans le plan transverse.

$$\psi = \psi_{iso} + \psi_{trn}$$

$$\psi_{iso} = \frac{1}{2}\mu(I_1 - 3) - \mu \ln(J) + \frac{1}{2}\lambda(J - 1)^2$$

$$\psi_{trn} = [\alpha + \beta \ln(J) + \gamma(I_4 - 1)](I_4 - 1) - \frac{1}{2}\alpha(I_5 - 1)$$
(2.3)

A partir des expressions des potentiels hyperélastiques on en déduit l'expression du second tenseur de Piola-Kirchhoff :

$$\begin{split} \overline{S} &= \overline{S}_{iso} + \overline{S}_{trn} \\ \overline{S}_{iso} &= \mu \big(\overline{I} - \overline{C}^{-1} \big) + \lambda J (J-1) \overline{C}^{-1} \\ \\ \overline{S}_{trn} &= 2\beta (I_4-1) \overline{C}^{-1} + 2[\alpha + 2\beta \ln(J) + 2\gamma (I_4-1)] \overline{M} - \alpha \big(\overline{C} \overline{M} + \overline{M} \overline{C} \big) \end{split}$$

Puis l'expression du second tenseur des rigidités tangentes :

$$\bar{\bar{L}} = \bar{\bar{L}}_{iso} + \bar{\bar{L}}_{trn}$$

$$\bar{\bar{L}}_{iso} = \lambda J(2J - 1)\bar{\bar{C}}^{-1} \otimes \bar{\bar{C}}^{-1} + 2[\mu - \lambda J(J - 1)]\bar{\bar{G}}$$

$$\bar{\bar{L}}_{trn} = 8\gamma \bar{\bar{M}} \otimes \bar{\bar{M}} + 4\beta (\bar{\bar{M}} \otimes C^{-1} + C^{-1} \otimes \bar{\bar{M}}) - 2\alpha \bar{\bar{\bar{M}}} - 4\beta (I_4 - 1)\bar{\bar{\bar{G}}}$$

$$G_{ijkl} = (\bar{\bar{C}}^{-1})_{ik} (\bar{\bar{C}}^{-1})_{il}$$
(2.5)

Avec $\overline{\overline{\mathbb{M}}} = \overline{\mathbb{M}} \otimes \overline{\mathbb{M}}$, $J = det(\overline{F})$ et \overline{F} le gradient de la transformation. Les coefficients matériaux μ , λ , α , β et γ ont été identifiés dans les travaux de thèse de C. Florimond [FLO13] pour l'armure toile en verre.

2.3.3. Modélisation multi-échelles

Le point de départ de la modélisation est le problème de référence à l'échelle macroscopique. Celui-ci est initialement incomplet puisque la loi de comportement du milieu homogène équivalent est inconnue. Soit le domaine Ω_0 désignant la macrostructure dans sa configuration initiale. Soit $\partial\Omega_0$ le bord extérieur séparé en deux parties disjointes et complémentaires $\partial\Omega_{0,\mathrm{u}}$ et $\partial\Omega_{0,\mathrm{t}}$. Sur ces deux parties sont imposés respectivement, les déplacements et les efforts.

En formulation faible, le problème aux limites macroscopiques s'écrit :

Equilibre:

$$\overline{\operatorname{div}}_{\bar{X}}(\overline{\overline{\Pi}}_{\mathrm{M}}) = \overline{0} \text{ dans } \Omega_{0}$$

Conditions aux limites

$$\bar{\overline{\Pi}}_{M} = \bar{\overline{u}}^{*} \operatorname{sur} \partial \Omega_{0,u}$$

$$\bar{\overline{\Pi}}_{M} \cdot \bar{\overline{N}}_{M} = \lambda \bar{F} \operatorname{sur} \partial \Omega_{0,t}$$
(2.6)

Conditions initiales

Où \overline{u}^* et \overline{F} sont les déplacements et les efforts imposés sur les bords de la pièce à l'échelle macroscopique. $\overline{N}_{0,M}$ est la normale unitaire sortante à $\partial\Omega_0$. λ est un paramètre qui donne l'intensité de la charge appliquée. $\overline{\Pi}_M$ est le premier tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff. L'indice M est un marqueur permettant d'identifier les quantités macroscopiques.

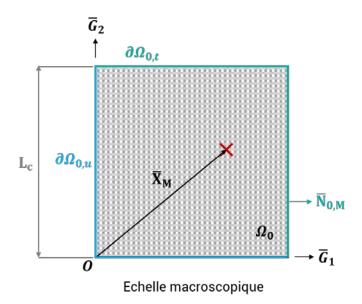


Figure 2.14 – Domaine macroscopique en configuration initiale

A l'échelle mésoscopique le matériau est un milieu poreux hétérogène multiphasique avec interfaces de contact. Nous supposons que la mésostructure est entièrement caractérisée par un volume élémentaire représentatif (VER) de volume total ω_0 en configuration initiale. On note $\partial \omega_0$ sa frontière. Celle-ci est constituée de N phases homogènes chacune correspondant à une mèche du tissage. On identifie le volume de chaque phase par ω_0^k et sa surface par $\partial \omega_0^k$ avec $k \in \{1,2,...,N\}$.

Soit la fonction caractéristique $\chi^{(k)}$ telle que $\chi^{(k)}$ =1 pour $\overline{x}_m \in \omega_0^k$ et $\chi^{(k)}$ =0 pour $\overline{x}_m \notin \omega_0^k$. On suppose connue la loi de comportement locale associée à la mésostructure. Le comportement des mèches est caractérisé par une fonction densité d'énergie, ou potentiel hyper-élastique $\psi_m^{(k)}(\overline{E}_m)$. Le premier tenseur de Piola-Kirchhoff $\overline{\overline{\Pi}}_m$ et le second tenseur de Piola-Kirchhoff $\overline{\overline{S}}_m$ s'écrivent :

$$\begin{split} \overline{\overline{S}}_{m} &= \frac{\partial \psi_{m}(\overline{\underline{E}})}{\partial \overline{\overline{E}}_{m}} & \overline{\overline{\Pi}}_{m} &= \overline{\overline{F}}_{m} \frac{\partial \psi_{m}(\overline{\underline{E}})}{\partial \overline{\overline{E}}_{m}} \, \text{dans } \omega_{0} \\ \psi_{m}(\overline{x}_{m}, \overline{\overline{E}}_{m}) &= \sum_{k=1}^{N} \chi^{(k)}(\overline{x}_{m}). \, \psi_{m}^{(k)}(\overline{\overline{E}}_{m}) \end{split} \tag{2.7}$$

Le problème aux limites en formulation forte à l'échelle mésoscopique s'écrit donc :

Equation lagrangienne du $\overline{\mathrm{div}}_{\overline{\mathbf{X}}}(\overline{\overline{\mathbf{\Pi}}}_{\mathrm{m}}) + \rho_0 \overline{\mathbf{f}}_{\mathrm{d}} = \overline{\mathbf{0}}$ dans ω_0 mouvement $\overline{\overline{\Pi}}_{m}$, $\overline{n}_{0} = \overline{R}$ Equations d'équilibres en sur ∂ω₀,
$$\begin{split} & \overline{\overline{\Pi}}_{m}. \, \overline{n}_{0} = \overline{F}_{d} \\ & \overline{\overline{\Pi}}_{m} = \overline{\overline{F}}_{m} \frac{\partial \psi_{m}(\overline{\overline{E}})}{\partial \overline{\overline{E}}_{m}} \end{split}$$
surface sur $\partial \omega_{0\Pi}$ Loi de comportement dans ω_0 (2.8)Conditions de $g_N(\bar{x}) \ge 0$ $\Pi_N.g_N = 0$ $\sup \partial \omega_{0c}$ complémentarité de Hertz- $\Pi_{N} \leq 0$ Signorini-Moreau $\begin{array}{l} \text{si } \Pi_T(\overline{x},t) < -\mu\Pi_N(\overline{x},t) \text{ alors } \overline{v}_t = \overline{0} \\ \text{si } \Pi_T(\overline{x},t) = -\mu\Pi_N(\overline{x},t) \text{ alors } \overline{v}_t \neq \overline{0} \end{array}$ Loi de Coulomb

 g_N et Π_N correspondent, respectivement, au déplacement normal et à la contrainte normale au niveau de l'interface de contact entre deux mèches. Π_T est la contrainte tangentiel. \bar{v}_t est la vitesse de glissement transverse. μ est le coefficient de frottement. L'indice m est un marqueur permettant d'identifier les quantités mesoscopiques.

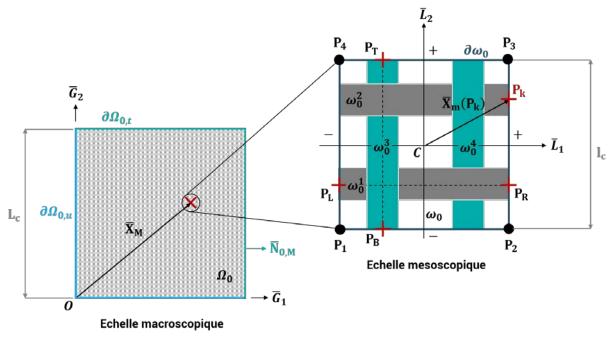


Figure 2.15 – Superposition des domaines macro et meso en configuration initiale

Les conditions aux limites aux frontières du VER ne sont pas connues. Pour compléter le problème aux limites (2.8) il faut introduire un couplage avec l'échelle macroscopique. A partir de théorèmes de moyenne [HIL63, HIL84 et NEM99] on montre que le gradient de la transformation mésoscopique, moyenné sur le volume initial du VER V_0 , est égal au gradient de la transformation macroscopique.

$$\overline{\overline{F}}_{M} = \langle \overline{\overline{F}}_{m} \rangle_{VER} = \frac{1}{V_{0}} \int \overline{\overline{F}}_{m}(\overline{X}) dV_{0}$$
 (2.9)

En supposant la mécanique de déformation des mèches du VER descriptible par la théorie classique du 1^{er} gradient en MMC, le tenseur \bar{F}_M suffit alors pour transmettre l'information cinématique de l'échelle macroscopique à l'échelle mesoscopique. La transformation de la position initiale d'un point matériel vers la position déformée, dans le VER, s'écrit alors :

$$\bar{\mathbf{x}}_{m} = \bar{\bar{\mathbf{F}}}_{M}.\bar{\mathbf{X}}_{m} + \bar{\mathbf{w}}(\bar{\mathbf{X}}_{m}) \tag{2.10}$$

La relation (2.10) suppose que la position actuelle d'un point matériel dans le domaine mésoscopique est la superposition d'un champ moyen $\overline{\bar{F}}_M.\overline{X}_m$ (fonction de la transformation macroscopique) et d'un champ de fluctuation inconnu $\overline{w}(\overline{X}_M)$. C'est ce qui est illustré sur la figure 2.16.

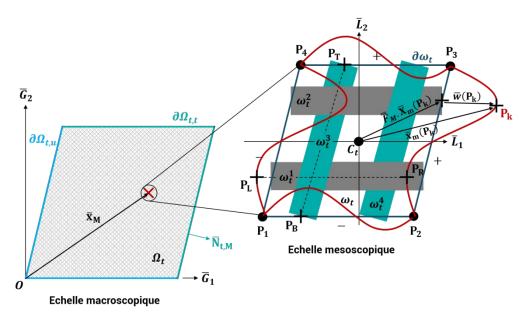


Figure 2.16 - Superposition des domaines macro et meso en configuration déformée

Le gradient de la transformation mésoscopique s'écrit à partir de l'équation (2.11) :

$$\overline{\overline{F}}_{m} = \overline{\overline{F}}_{M} + \overline{\overline{\text{grad}}}_{\overline{X}}(\overline{w})$$
 (2.11)

En appliquant le théorème de moyenne (2.9) et en utilisant le théorème de la divergence:

$$\overline{\overline{F}}_{m} = \frac{1}{V_{0}} \int \overline{\overline{F}}_{M} dV_{0} + \frac{1}{V_{0}} \int \overline{\overline{\operatorname{grad}}}_{\overline{X}}(\overline{w}) dV_{0} = \overline{\overline{F}}_{M} + \frac{1}{V_{0}} \int \overline{w} \otimes \overline{N}_{0,m}$$
 (2.12)

Pour respecter l'égalité (2.12) il faut que l'intégrale du champ de fluctuation sur le bord du VER soit nulle. Soit :

$$\frac{1}{V_0} \int \overline{w} \otimes \overline{N}_{0,m} d\Gamma_0 = \overline{0}$$
 (2.13)

Il existe une multitude de solutions pour satisfaire la condition (2.13). Parmi tous les choix possibles, seulement deux cas particuliers sont considérés par la suite.

→ Le champ de fluctuation est nul. Par conséquent, la cinématique de déformation du VER est dictée entièrement par le gradient de la transformation macroscopique. On obtient une déformation homogène sur les bords du VER. Cette solution conduit à une majoration de la rigidité de la mésostructure.

$$\begin{split} \overline{w} &= \overline{0} \text{ sur } \partial \omega_0 \\ \overline{x}_m &= \overline{\overline{F}}_M. \overline{X}_m \quad \forall \overline{X}_m \in \partial \omega 0 \end{split} \tag{2.14}$$

→ Le champ de fluctuation est périodique, correspondant au prérequis utilisé par la méthode d'homogénéisation par développements asymptotiques. C'est-à-dire que la fluctuation pour tout point matériel localisé sur le bord droit, respectivement le bord haut, du VER est égale à la fluctuation du point matériel en vis-à-vis sur le bord gauche, respectivement le bord bas (Cf. Figure 2.3).

$$\overline{w}^{+}(\overline{X}_{m}) = \overline{w}^{-}(\overline{X}_{m}) \text{ sur } \partial \omega_{0}$$

$$(\overline{x}_{m}^{+} - \overline{x}_{m}^{-}) = \overline{\overline{F}}_{M}.(\overline{X}_{m}^{+} - \overline{X}_{m}^{-}) \quad \forall \overline{X}_{m} \in \partial \omega_{0}$$
(2.15)

Le problème aux limites à résoudre dans le VER à l'échelle mésoscopique s'écrit donc :

Equation lagrangienne du mouvement
$$\overline{\operatorname{div}}_{\overline{X}}(\overline{\Pi}_m) + \rho_0 \overline{f}_d = \overline{0} \qquad \operatorname{dans} \omega_0$$
 Equations d'équilibres en surface
$$\overline{\Pi}_m. \overline{n}_0 = \overline{R} \qquad \operatorname{sur} \partial \omega_{0u}$$
 surface
$$\overline{\Pi}_m. \overline{n}_0 = \overline{F}_d \qquad \operatorname{sur} \partial \omega_{0\Pi}$$
 Loi de comportement
$$\overline{\Pi}_m = \overline{F}_m \frac{\partial \psi_m(\overline{E})}{\partial \overline{E}_m} \qquad \operatorname{dans} \omega_0$$
 Conditions aux limites
$$(\overline{u}_m^+ - \overline{u}_m^-) = (\overline{F}_M - \overline{I}). \overline{X}_m \text{ or }$$
 Conditions de complémentarité de Hertz-
$$\partial \omega_0$$
 Conditions de complémentarité de Hertz-
$$\Pi_N \leq 0 \qquad g_N(\overline{x}) \geq 0 \qquad \Pi_N. g_N = 0 \qquad \operatorname{sur} \partial \omega_{0c}$$
 Signorini-Moreau
$$\operatorname{si} \Pi_T(\overline{x}, t) < -\mu \Pi_N(\overline{x}, t) \text{ alors } \overline{v}_t = \overline{0}$$
 si
$$\Pi_T(\overline{x}, t) = -\mu \Pi_N(\overline{x}, t) \text{ alors } \overline{v}_t \neq \overline{0}$$

La passerelle entre les échelles macroscopique et mésoscopique, permettant le transfert de la cinématique de déformation, repose sur une moyenne faite sur le champ de déformation dans le VER. Le chemin inverse, c'est-à-dire le passage méso-macro, repose quant à lui sur le critère de Hill-Mandel. Celui-ci implique la conservation de l'énergie, ou la conservation du crochet de dualité, entre les deux échelles.

$$\delta W_{0M} = \delta W_{0m} \rightarrow \bar{\bar{P}}_M : \delta \bar{\bar{F}}_M = \frac{1}{V_0} \int \bar{\bar{P}}_m : \delta \bar{\bar{F}}_m dV_0$$
 (2.17)

On montre que les conditions aux limites : en déformation homogène, en traction uniforme et périodiques, vérifient ce critère et implique l'égalité suivante :

$$\overline{\overline{P}}_{M} = \langle \overline{\overline{P}}_{m} \rangle_{VER} = \frac{1}{V_{0}} \int \overline{\overline{P}}_{m}(\overline{X}) dV_{0}$$
(2.18)

La prise de moyenne dans le VER se fera donc en moyennant le tenseur de Piola-Kirchhoff 1. On exprimera ensuite le champ de contrainte homogénéisé via le tenseur de Piola-Kirchhoff 2

$$\bar{\bar{S}}_{M} = \langle \bar{\bar{S}}_{m} \rangle_{RUC} = \langle \bar{\bar{F}}_{m}^{-1} \rangle \langle \bar{\bar{P}}_{m} \rangle \tag{2.19}$$

2.3.4. Milieu poreux multi-corps en grandes transformations

A l'échelle mésoscopique, le renfort tissé réduit au VER est un milieu multiphasique où chaque mèche correspond à une phase spécifique. Du point de vue numérique, la résolution d'une simulation doit alors intégrer le comportement non-linéaire matériel des mèches, les non-linéarités géométriques liées aux grandes transformations et les non-linéarités inhérentes aux contacts entre mèches. Les nombreux travaux menés dans ce domaine permettent aujourd'hui de réaliser des simulations numériques mésoscopiques avec des modèles géométriques de VER réalistes. Les résultats obtenus permettent d'alimenter des techniques d'homogénéisation ou encore servir à calculer des propriétés locales du renfort tel que la perméabilité. Cependant, il subsiste encore un verrou technologique à ce jour non résolu et pourtant fondamental : quelle doit être la géométrie du VER pour que la périodicité du milieu avant et pendant la déformation soit conservée? Cette question ne se pose pas pour un matériau poreux constitué d'une seule phase solide ou pour un matériau multiphasique subissant des déformations infinitésimales (HPP) comme un composite. En revanche, pour un milieu multi-corps évoluant en grandes transformations la forme du VER constitue un enjeu majeur.

En pratique, le VER n'est pas unique. En fait, il existe une infinité de « découpages » possibles à l'intérieur du massif infini que représenterait le renfort. En fonction de la géométrie sélectionnée pour mener les calculs, la distribution spatiale des mesopores à l'intérieur du VER peut changer. Parmi les configurations possibles, certaines se distinguent par la présence de mesopores aux frontières. Dans ce cas, la frontière délimitant le domaine où le problème aux limites mésoscopiques doit être résolu, se décompose en une partie matérielle et en une partie fictive. Si la résolution s'effectue avec la méthode des éléments finis, par exemple, les frontières fictives ne sont pas maillées. Sans points matériels il n'est pas possible de définir de conditions aux limites dans ces zones-là.

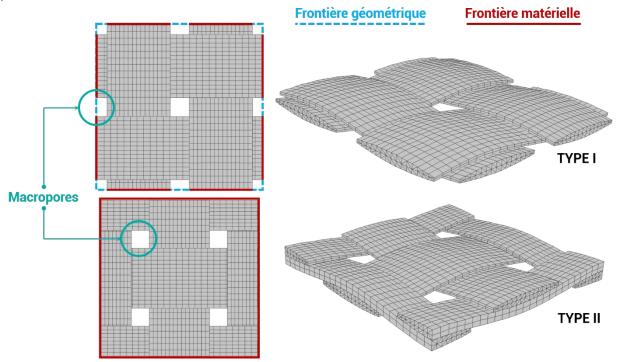


Figure 2.17 – Distribution spatiale des mesopores en fonction de la forme du VER

Si la porosité du matériau pose problème pour la définition des conditions aux limites, c'est surtout son caractère multiphasique qui constitue le plus grand obstacle dans les simulations mésoscopiques. En effet, le processus d'assemblage matrice/renfort inhérent à l'élaboration du matériau composite implique une phase de drapage, ou de mise en forme à sec du renfort. Si la déformation longitudinale en tension des mèches reste très faible lors de cette étape (de l'ordre du pourcent pour les fibres de carbone) les déformations en cisaillement et en compression transverses quant à elles peuvent atteindre des taux relativement importants. En particulier, les angles formés entre les mèches du réseau chaine et celles du réseau trame peuvent atteindre des valeurs faibles voire nulles, de sorte qu'il se crée des interfaces de contact entre mèches du même réseau. La conséquence pour un VER est que la déformation de ses mèches localisées près des frontières va être impactée par celles des mèches des VER situées à son voisinage. Les interfaces de contact générées aux frontières tout au long d'un chargement doivent alors être prises en compte. Cette problématique propre aux simulations numériques mésoscopiques dans un milieu poreux multiphasique en grandes transformations a été identifiée dans [BAD08b], mais négligée en supposant son impact faible sur les résultats. Plus généralement, très peu de publications dans la littérature mettent l'accent sur ce problème. Il n'existe actuellement aucune technique capable de prendre en compte ces évolutions d'interfaces de contact. La figure 2.19 illustre cette problématique dans le cas de deux chargements mécaniques simples réalisés sur l'armure plain weave : un essai de traction uni-axial et un essai de cisaillement pur.

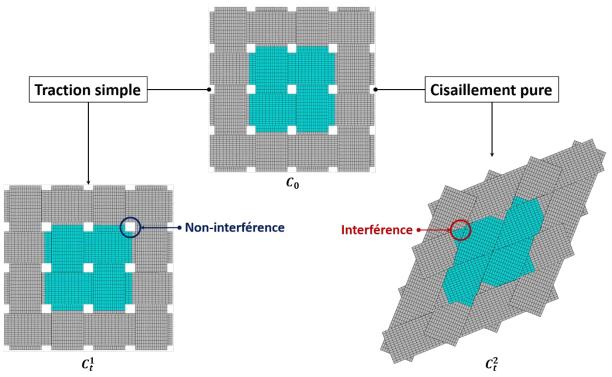


Figure 2.19 – Mesostructure à 4 VER : (a) sollicitation en traction simple et (b) sollicitation en cisaillement pur

Pour les textiles 2D, les chargements élémentaires ne comprenant pas de cisaillement, du type traction uniaxiale (figure 2.19), traction biaxiale et compression transversale ne conduisent pas à des interférences entre VER et VER voisins. Les procédures utilisées actuellement dans la littérature sont alors performantes. En revanche, toute sollicitation impliquant du cisaillement, telle que le cisaillement plan ou le cisaillement simple, ou plus

généralement des mouvements relatifs des mèches importants susceptibles de générer des pertes ou création de contacts sur les bords des VER, va nécessairement être accompagnée de perturbations aux bords du VER, qui ne sont pour le moment pas prises en compte. La figure 2.6 illustre précisément ce phénomène. En particulier lorsque l'angle de cisaillement est important, il devient évident que les interfaces de contact générées vont influencer la déformation du VER.

Une méthode permettant de palier à cette problématique consiste à générer, si cela est possible, un VER de type II (Cf. Figure 2.20). Avec cette géométrie les discontinuités aux bords sont éliminées. Ce qui permet l'application de conditions aux limites périodiques sur tous les bords du VER. En introduisant dans le modèle géométrique les demi-mèches 1, 3, 4 et 6 une partie des interfaces de contact générées par les mouvements relatifs inter-mèches est prise en compte. Il subsiste néanmoins des zones où les interférences de contact ne sont pas traduites.

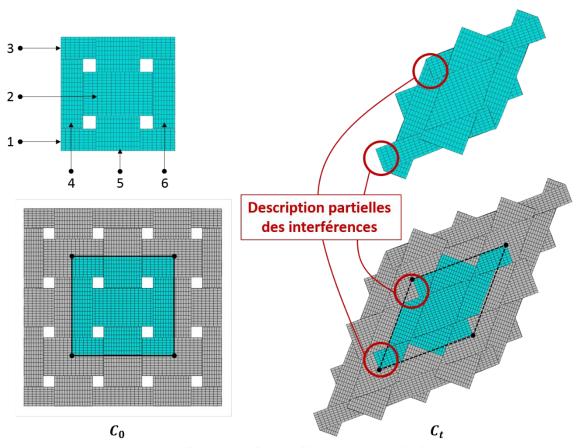


Figure 2.20 – Comparaison d'un essai de cisaillement pur : calcul sur mesostructure à 4 VER vs calcul sur VER type II

Cette stratégie, consistant à générer un VER à bord continu, est largement utilisée chez les spécialistes du domaine de la simulation numérique mésoscopique de milieux fibreux périodiques. L'exemple de la figure 2.20 démontre que cette méthode ne permet pas de traduire fidèlement l'intégralité des conditions aux limites qui agissent réellement sur le VER.

Les difficultés citées ci-dessus constituent des obstacles majeurs pour la simulation mésoscopique des efforts tissés. Certaines classes de renforts exhibent une problématique supplémentaire. Ce sont les architectures à périodicité tridimensionnelle, où une duplication du VER dans les trois directions de l'espace est nécessaire pour reconstituer le tissu. Pour ce type d'armure, les traitements numériques actuels ne permettent pas de modéliser certains chargements mécaniques sur un seul et unique VER. A titre d'exemple on peut comparer les deux armures interlocks illustrées sur la figure 2.21 auxquelles un chargement de compression transverse serait appliqué. A gauche l'armure est un interlock orthogonal binding thickness (AR3OT) à périodicité plane. L'épaisseur du renfort est identique à celle du VER: $E_F = E_{RUC}$. Pour comprimer la structure suivant son épaisseur il faut la prendre en sandwich entre deux surfaces rigides que l'on rapproche progressivement. On peut ainsi obtenir la déformation désirée. En revanche, la géométrie à droite est un interlock orthogonal binding layer (AR30L) à périodicité 3D. L'épaisseur du renfort est supérieure à celle du VER : $E_F > E_{RUC}$. Si on souhaite travailler exclusivement sur un VER le recours à l'utilisation d'outils rigides n'est plus possible. En effet, un VER localisés loin des surfaces supérieures et inférieures du renfort va voir sa géométrie déformée par la matière localisée au-dessus et audessous d'elle. Le mécanisme de déformation ne peut en aucun cas être reproduit par des surfaces rigides.

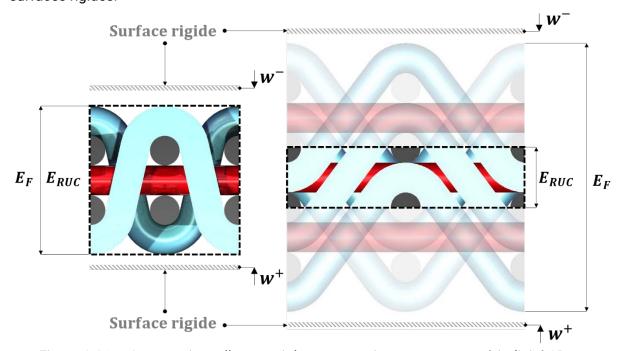


Figure 2.21 – Comparaison d'un essai de compression transverse : périodicité 2D vs périodicité 3D

2.4. Conditions aux limites périodiques généralisées

Principe

La problématique du milieu poreux multiphasique en grandes transformations est que le VER seul ne suffit pas à décrire toutes les interactions entre phases. L'utilisation de conditions aux limites périodiques ne permet pas non plus d'y parvenir. Il faut nécessairement tenir

compte des VER au voisinage. C'est ce qui est proposé ici avec une méthode systématique baptisée « conditions aux limites périodiques généralisées ».

Il s'agit de traduire la périodicité du milieu à deux niveaux. D'abord aux bornes du VER, avec l'application de conditions aux limites périodiques telles que réalisées classiquement. Puis entre le VER et les VER voisins, avec l'application de contraintes de périodicité complémentaires. Cela implique de modifier le modèle géométrie mésoscopique et d'intégrer une partie de la « matière extérieure » au VER située à son voisinage.

2.4.1. Géométrie

Les conditions aux limites périodiques généralisées, permettent de répondre à ces problématiques quel que soit le type d'armure 2D ou 3D et quelle que soit la distribution des macroporosités dans la géométrie du VER (bords continus, discontinus). L'idée de base est d'intégrer dans le modèle géométrique EF, non seulement le VER, mais aussi toute la matière « extérieure » au VER et qui peut potentiellement entrer en contact avec lui. L'intérêt est de pouvoir modéliser tout contact entre la matière propre au VER et la matière qui lui est extérieure. La figure 2.22 illustre cette nouvelle configuration géométrique dans le cas de l'armure plain weave.

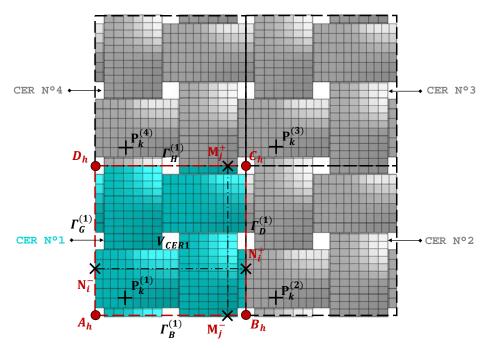


Figure 2.22 - Modèle éléments finis modifié

La zone délimitée en rouge sur la figure 2.22 contenant le VER identifié VER1, correspond au volume de matière dans lequel le problème aux limites mésoscopiques est résolu. Trois VER supplémentaires (VER2, VER3 et VER4), représentés en gris sur la figure 2.22, sont introduits à son voisinage. Le VER2 permet de traduire l'apparition d'interfaces de contact sur le bord droit $\Gamma_{D}^{(1)}$ du VER1. Le VER4 quant à lui, permet de traduire l'apparition d'interfaces sur le

bord haut $\Gamma_H^{(1)}$ du VER1. Enfin, le VER3 permet de prendre en compte la matière « extérieure » pouvant interférer avec le VER central depuis le coin supérieur droit.

En se plaçant dans le cadre de l'homogénéisation de milieux périodiques et en adoptant la théorie du premier gradient comme outil de description de la cinématique de déformation, seule des transformations homogènes sont envisagées comme trajet de chargement. Dans ces conditions, il est certain que les mèches appartenant à la matière extérieure (VER2, VER3 et VER4), localisées loin des frontières, ne sont pas utiles car aucune sollicitation ne conduira ces mèches à entrer en contact avec celles du VER1. Le modèle géométrique peut donc être considérablement réduit (cf. Figure 2.23). Seuls les torons proches des bords du VER1 sont conservés.

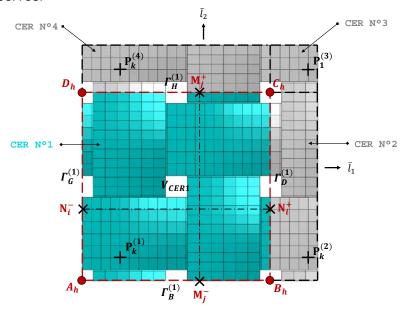


Figure 2.23 - Modèle éléments finis modifié : géométrie réduite

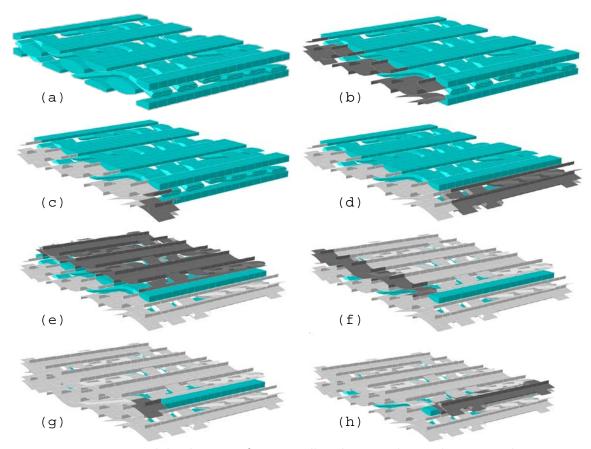


Figure 2.24 – Modèle éléments finis pour l'application de conditions aux limites périodiques généralisées : application à l'armure interlock couche-à-couche

Dans le cas des tissus 3D interlock type « through thickness » le nombre de VER voisins à introduire dans le modèle géométrique est identique au cas 2D. Trois VER voisins suffisent. En revanche, pour les interlocks « layer-to-layer » il faut introduire jusqu'à sept VER pour tenir compte de toutes les interférences de contact potentielles. En plus des trois VER voisins contenus dans le même plan que la VER1, il faut ajouter les quatre VER situés sur la couche supérieure. Ceci est illustré sur la figure 2.24.

2.4.2. Périodicité

La périodicité de la structure est exprimée, en termes de conditions aux limites, à deux niveaux :

Périodicité aux bords du VER1

Périodicité entre le VER1 et la matière extérieure

$$\left(\overline{u}_{P_{h}^{(\alpha)}} - \overline{u}_{P_{h}^{(1)}}\right) = \left(\overline{\overline{F}}_{M} - \overline{\overline{I}}\right) \cdot \left(\overline{X}_{P_{h}^{(\alpha)}} - \overline{X}_{P_{h}^{(1)}}\right) \quad \alpha = 2:4$$
(2.33)

$$\forall P_k^{(\alpha)} \left\{ \begin{matrix} \in V_{CER\alpha} \\ \notin \Gamma_{CER\alpha} \end{matrix} \right\} \ et \ \forall P_k^{(1)} \left\{ \begin{matrix} \in V_{CER1} \\ \notin \Gamma_{CER1} \end{matrix} \right\}$$

Avec a l'indice du VER voisin.

Les conditions aux limites périodiques précédentes doivent être complétées par des conditions de continuité, traduisant la continuité de la matière aux frontières.

$$\begin{split} \left(\bar{u}_{N_{i}^{(1)}} - \bar{u}_{N_{i}^{(2)}} \right) &= \bar{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \in \varGamma_{D}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(2)} \in \varGamma_{G}^{(2)} \\ \left(\bar{u}_{M_{j}^{(1)}} - \bar{u}_{M_{j}^{(4)}} \right) &= \bar{0} \qquad \forall M_{j}^{(1)} \in \varGamma_{H}^{(1)} \ et \ \forall M_{j}^{(4)} \in \varGamma_{B}^{(4)} \\ \left(\bar{u}_{C_{h}^{(1)}} - \bar{u}_{A_{h}^{(3)}} \right) &= \bar{0} \qquad \forall C_{h}^{(1)} \in \varGamma_{C}^{(1)} \ et \ \forall A_{h}^{(3)} \in \varGamma_{A}^{(3)} \end{split}$$
 (2.34)

Dans le cas d'un VER 3D, la matière extérieure se compose de sept VER. La périodicité avec le VER1 s'écrit donc :

$$\begin{pmatrix} \bar{u}_{P_{k}^{(\alpha)}} - \bar{u}_{P_{k}^{(1)}} \end{pmatrix} = (\bar{\bar{F}}_{M} - \bar{\bar{I}}) \cdot (\bar{X}_{P_{k}^{(\alpha)}} - \bar{X}_{P_{k}^{(1)}}) \quad \alpha = 2:8$$

$$\forall P_{k}^{(\alpha)} \begin{cases} \in V_{CER\alpha} \\ \notin \Gamma_{CER\alpha} \end{cases} \quad \text{et} \quad \forall P_{k}^{(1)} \begin{cases} \in V_{CER1} \\ \notin \Gamma_{CER1} \end{cases} \tag{2.35}$$

Les conditions de continuité :

$$\begin{split} \left(\overline{u}_{N_{i}^{(1)}} - \overline{u}_{N_{i}^{(2)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \in \varGamma_{D}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(2)} \in \varGamma_{G}^{(2)} \\ \left(\overline{u}_{M_{j}^{(1)}} - \overline{u}_{M_{j}^{(4)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall M_{j}^{(1)} \in \varGamma_{H}^{(1)} \ et \ \forall M_{j}^{(4)} \in \varGamma_{B}^{(4)} \\ \left(\overline{u}_{C_{h}^{(1)}} - \overline{u}_{A_{h}^{(3)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall C_{h}^{(1)} \in \varGamma_{C}^{(1)} \ et \ \forall A_{h}^{(3)} \in \varGamma_{A}^{(3)} \\ \left(\overline{u}_{N_{i}^{(1)}} - \overline{u}_{N_{i}^{(5)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(5)} \in \varGamma_{1-5} \\ \left(\overline{u}_{N_{i}^{(1)}} - \overline{u}_{N_{i}^{(6)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(6)} \in \varGamma_{1-6} \\ \left(\overline{u}_{N_{i}^{(1)}} - \overline{u}_{N_{i}^{(7)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(7)} \in \varGamma_{1-7} \\ \left(\overline{u}_{N_{i}^{(1)}} - \overline{u}_{N_{i}^{(8)}} \right) &= \overline{0} \qquad \forall N_{i}^{(1)} \ et \ \forall N_{i}^{(8)} \in \varGamma_{1-8} \end{split}$$

2.4.3. Maillage

Dans la section 2.4.1 le modèle géométrique mésoscopique a été modifié afin d'incorporer dans le modèle géométrique le VER et la matière qui lui est immédiatement proche. Mais il ne faut pas oublier que le problème aux limites (2.11) ne concerne que le VER1. Cette dernière est donc maillée à l'aide d'éléments finis prismatiques dans lesquels le modèle comportemental de la mèche est utilisé.

En ce qui concerne les VER voisins, aucune loi matériau ne leur est affectée car leur cinématique de déformation est dictée par le gradient de la transformation macroscopique

(Cf. équations (2.13)) et par le contact inter-mèches. La contribution des mèches des VER voisins, dans la description de la mécanique de déformation du VER1, réside exclusivement dans la génération d'interface de contact. Autrement dit l'utilisation d'éléments finis volumiques pour mailler ces mèches est inutile. Seule la peau de ces mèches est utile au modèle. Des facettes, type quadrangle à 4 nœuds, sont donc introduites pour mailler les VER voisines. Les degrés de liberté des nœuds de ces quadrangles sont calculés à partir de \bar{F}_M .

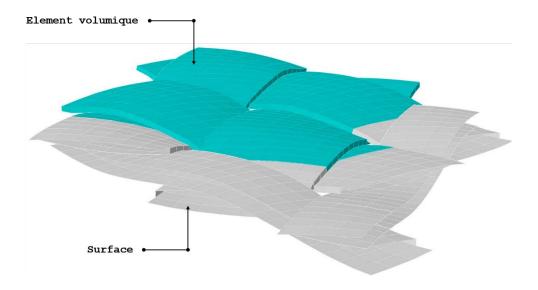


Figure 2.25 – Modèle éléments finis illustrant le maillage volumique du VER et le maillage surfacique de la matière environnante

2.4.4. Exemple

Si au court d'une déformation de la mésostructure, une surface grise entre en contact avec une surface bleue sur le bord droit du VER (figure 2.26), par exemple, la déformation locale induite par ce contact va être retranscrite au bord gauche via l'équation (2.13.1). Pareillement, toute déformation conséquente au contact entre une surface grise et une surface bleu sur le bord haut du VER sera retranscrite au bord bas via l'équation (2.13.3). Trois VER voisins sont donc suffisants pour traduire la déformation produite par les interfaces de contact sur tout le VER1.

---- Contacts aux frontières

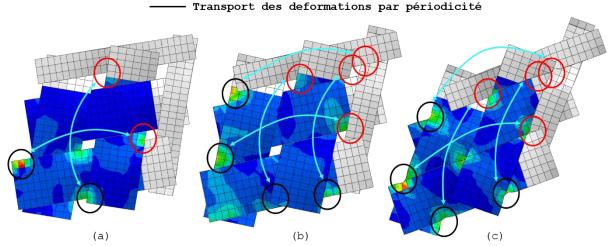


Figure 2.26 – Conditions aux limites périodiques généralisées sur un VER type I en cisaillement pure: (a) cisaillement de 18°, (b) cisaillement de 23°, (c) cisaillement de 45°

2.5. Etude comparative: architecture 2D

Quelles influences les conditions aux limites périodiques généralisées exercent-elles sur un résultat de simulation numérique mésoscopique? Est-ce que le degré de détail atteint, dans la description de la génération d'interfaces de contact au cours de la simulation, va impacter la réponse du matériau aux sollicitations qu'on lui impose?

Pour répondre à ces interrogations les conditions aux limites périodiques généralisées sont comparées ci-après à trois autres types de conditions aux limites : les conditions périodiques « classiques », les conditions en déformation homogène et les conditions « expérimentales », qui correspondraient à ce qu'un expérimentateur pourrait faire pour connaître le comportement des tissus. Le modèle géométrique utilisé est le VER d'armure toile 2D décrit à la section (2.3.1). Trois modes de chargement seront étudiés : traction simple, cisaillement pur et cisaillement simple.

2.5.1. Conditions aux limites tests

Dans les sections précédentes, le passage macro-meso ou le transfert de la cinématique de déformation de l'échelle macro à l'échelle méso, est garantie par le choix judicieux de conditions aux limites :

- Conditions en déformations homogènes (ε_h)
- Conditions aux limites périodiques (CLP)

Les conditions aux limites en tractions uniformes (σ_h), non explicités dans cette étude, constitue une troisième classe de conditions aux limites admissible pour imposer (2.5).

Dans la littérature plusieurs études [TER00, HUE90, HUE99, OST98, OST99, PEC99] démontrent que les conditions aux limites périodiques, dans le cas où elles s'appliquent, permettent de converger le plus rapidement vers les propriétés effectives réelles du matériau homogène équivalent. Les conditions aux limites en déformations homogènes et en tractions uniformes donnent les bornes respectivement, supérieure et inférieure, de la rigidité du VER. Toutes ces classes de conditions aux limites convergent vers les propriétés effectives lorsque la taille de la mésostructure augmente. Ceci est illustré sur la figure 2.27.

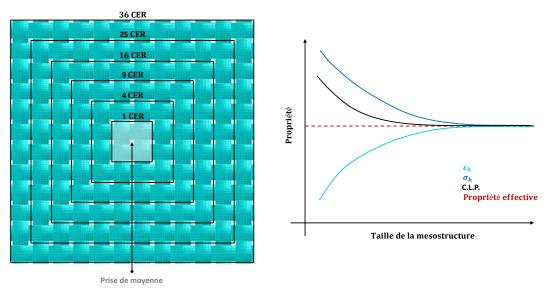


Figure 2.27 – Convergence vers les propriétés effectives en fonction du type de conditions aux limites [TER00]

Toutes ces conditions aux limites ont été obtenus en formulant des hypothèses sur la forme du champ de fluctuation \overline{w} , garantissant l'annulation de l'intégrale (2.8). Cette approche « multi-échelles », présente l'avantage d'être mathématiquement rigoureuse et garantie une automatisation aisée de la mise en données des calculs. En effet, la donnée du gradient de la transformation, associé à l'essai numérique désiré, permet de calculer directement tous les vecteurs déplacements à imposer aux nœuds du maillage en bordure du VER. Aucune interface graphique n'est nécessaire pour la définition des conditions aux limites.

Une autre approche consiste à appliquer directement sur la mésosctructure des conditions aux limites en déplacement se rapprochant au maximum des conditions aux limites réelles auxquelles est soumis le textile pendant un essai mécanique. Cette approche, purement « macroscopique », repose donc sur la modélisation des conditions aux limites expérimentales à l'échelle du VER. Celle-ci ne nécessite aucune hypothèse sur le champ \overline{w} . Lors d'un essai de caractérisation, la taille de l'échantillon est suffisamment grande, en générale, pour garantir la présence d'un nombre important de VER. En supposant que le renfort vérifie le principe de Saint-Venant, plus l'échantillon sera grand plus l'influence des conditions aux limites sur des VER loin des bords sera faible. Par conséquent, l'utilisation de conditions aux limites expérimentales (Exp), nécessite de mener une étude de convergence, sur le champ des contraintes homogénéisé par exemple, et de déterminer la taille de la mésosctructure telle que les conditions aux limites n'influent pas sur la réponse du matériau. Pour chaque essai numérique, l'utilisateur doit définir, selon son expérience, les degrés de liberté qu'il souhaite bloquer ou libérer dans le VER. L'utilisation de certains éléments de liaison, comme des pivots parfaits, des encastrements ou encore des contraintes cinématiques sont parfois nécessaires. Contrairement à l'approche multi-échelle, l'approche macroscopique nécessite donc une interface graphique. Il n'y a donc pas d'automatisation de la mise en données possible.

La mise en œuvre de conditions aux limites expérimentales est illustrée sur la figure 2.28, pour un essai de traction simple, et sur la figure 2.29, pour un essai de Picture Frame.

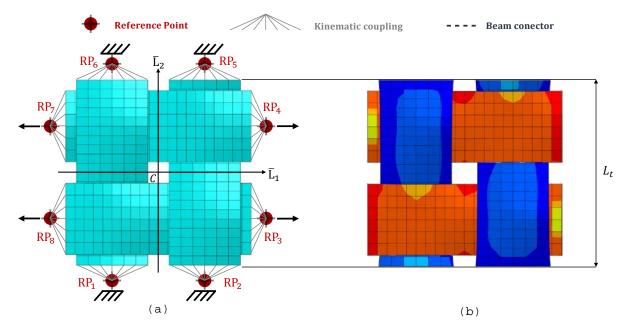


Figure 2.28 – Conditions aux limites "expérimentales" en traction simple: (a) configuration initiale, (b) configuration déformée

A chaque mèche du VER sont affectés deux « reference points » (RP), un pour chaque extrémité. Chaque RP va recevoir un vecteur déplacement choisi de sorte que la cinématique appliquée au VER soit proche de celle de l'essai mécanique associé. Les degrés de liberté de chaque RP sont ensuite propagés à tous les points matériels en extrémité de mèche.

Dans le cas de la traction simple (Figure 2.28), les mèches de trame, orientées suivant la direction 2, sont bloquées, en extrémités, dans toutes les directions. Les mèches de chaine, orientées suivant la direction 1, subissent un déplacement horizontal u^* connu. Les degrés de liberté imposés aux Reference Points sont les suivant :

$$\begin{cases}
 u_1 = 0 \\
 v_1 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_2 = 0 \\
 v_2 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_3 = +u^* \\
 v_3 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_4 = +u^* \\
 v_4 = 0 \end{cases} \\
 v_5 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_6 = 0 \\
 v_6 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_7 = -u^* \\
 v_7 = 0 \end{cases} \qquad \begin{cases}
 u_8 = -u^* \\
 v_8 = 0 \end{cases}
\end{cases} \qquad (2.37)$$

L'essai de cisaillement pur figure 2.29 est censé reproduire la cinématique d'un essai de Picture Frame. Dans ce type d'essai, on impose une légère tension dans les mèches initialement. Pendant le cisaillement on doit avoir uniquement du pivotement entre les mèches et pas de glissement. Pour garantir ces conditions dans la simulation, un élément poutre à rigidité en tension infini « beam conector » est affecté à chaque mèche. Cet élément de connexion est lié aux deux Reference Points de la mèche. Ainsi, la distance entre les RP reste inchangée au cours de la déformation. Un déplacement transverse par rapport à la ligne moyenne de la mèche est imposé pour avoir une cinématique de cadre. Les mèches subissent donc un pivotement autour de leur centre d'inertie. Les degrés de liberté imposés aux Reference Points sont les suivant :

$$\begin{cases} u_1 = \frac{1}{2}L_t tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \\ v_1 = libre \end{cases} \quad \begin{cases} u_2 = \frac{1}{2}L_t tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \\ v_2 = libre \end{cases} \quad \begin{cases} u_3 = libre \\ v_3 = \frac{1}{2}L_c tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \end{cases} \quad \begin{cases} u_4 = libre \\ v_4 = \frac{1}{2}L_c tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \end{cases} \\ \begin{cases} u_5 = -\frac{1}{2}L_t tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \\ v_5 = libre \end{cases} \quad \begin{cases} u_6 = -\frac{1}{2}L_t sin\left(\frac{\gamma}{2}\right) \\ v_6 = libre \end{cases} \quad \begin{cases} u_7 = libre \\ v_7 = -\frac{1}{2}L_c tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \end{cases} \quad \begin{cases} u_8 = libre \\ v_8 = -\frac{1}{2}L_c tan\left(\frac{\gamma}{2}\right) \end{cases}$$

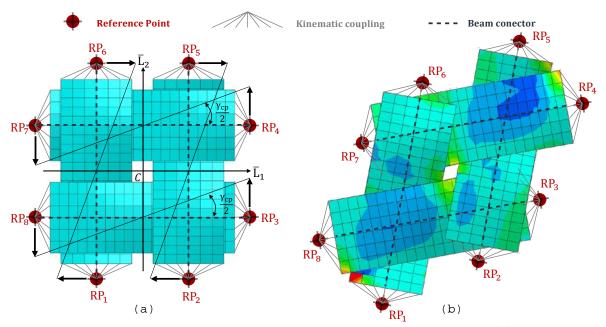


Figure 2.29 – Conditions aux limites "expérimentales" en cisaillement pure: (a) configuration initiale, (b) configuration déformée

Finalement, trois classes de conditions aux limites seront utilisées dans cette étude :

Déformations homogènes	Périodiques		Expérimentales	
$arepsilon_h$	$\mathcal{P}_{classiques}$	$\mathcal{P}_{gcute{e}ncute{e}raliscute{e}s}$	E_{xp}	

Les conditions aux limites périodiques « classiques » réfèrent à la périodicité telle qu'elle est appliquée actuellement dans la littérature, c'est-à-dire en découpant un VER à bord continu. Les conditions aux limites généralisées $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$ ont été introduites à la section (2.5). Les conditions aux limites en déformation homogène et les conditions aux limites expérimentales (macroscopiques) requièrent une étude de convergence. Quelle taille de VER permet de s'affranchir des effets de bords? Celle-ci sera menée sur six tailles de mésostructures : 1VER, 4 VER, 9 VER, 16 VER, 25 VER et 36 VER. L'homogénéisation ou la prise de moyenne dans le VER sera toujours effectuée dans le VER le plus éloigné des bords, soit le VER central (Cf. Figure 2.27). Une telle démarche s'accompagne nécessairement de coûts de calcul élevés en particulier si l'architecture du VER est complexe. C'est pour cela que cette étude ne sera réalisée que sur l'armure toile 2D simple.

2.5.2. Traction uni-axiale

Les éléments de comparaison pour ce chargement mécanique sont les composantes $\langle S_{11} \rangle$ et $\langle S_{22} \rangle$ du tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff 2 ainsi que l'énergie de déformation par unité de volume.

A. Cinématique

La cinématique de déformation de l'essai de traction uni-axial est pilotée par le gradient de la transformation macroscopique suivant:

$$\begin{bmatrix} \bar{\bar{F}}_M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda_1 & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix}_{(\bar{L}_1 \bar{L}_2)} \qquad \qquad \lambda_1 = \frac{l_T}{L_T} + 1$$
 (2.38)

L'essai est réalisé suivant le sens trame (direction 1). Avec L_T et l_T les longueurs initiales et déformées des mèches de trame. Une déformation longitudinale de 1.5% est appliquée. La figure 2.30 illustre les géométries déformées associées à chaque type de conditions aux limites.

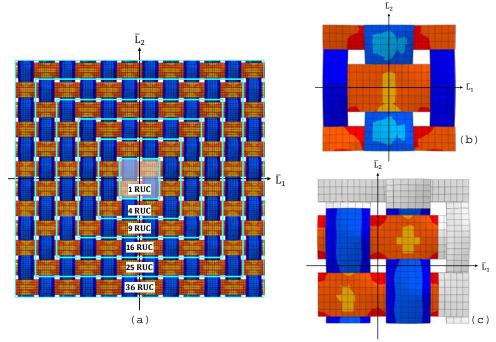


Figure 2.30 – Traction simple: (a) ε_h et E_{xp} , (b) $\mathcal{P}_{classiques}$, (c) $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$

B. Convergence du champ de contraintes homogénéisé

- Déformation homogène: La convergence est obtenue à partir de 4 VER. C'est la composante $\langle S_{22} \rangle$ qui conditionne ce résultat. La contrainte normale dans la direction des mèches de trame est identique quelle que soit la mésostructure.
- Expérimentales: L'analyse des résultats est identique au cas précédent, 4 VER sont également nécessaires pour converger.
- Périodique classique: La théorie de l'homogénéisation de milieux périodiques prédit que l'utilisation de conditions aux limites périodiques sur un VER garantit une convergence directe vers les propriétés effectives du matériau. Aucune augmentation de la taille du

VER n'est nécessaire. La figure 2.33 confirme bien cette propriété pour l'essai de traction simple. Les structures à 4 VER et à 1 VER donnent un résultat identique.

Périodique généralisé: Les résultats sont superposables à ceux de la méthode périodique classique. L'essai de traction simple n'entrainant pas de création d'interfaces de contact lors de la déformation, la mise en œuvre des conditions périodiques généralisées n'apporte aucune précision supplémentaire sur le champ de contraintes homogénéisé.

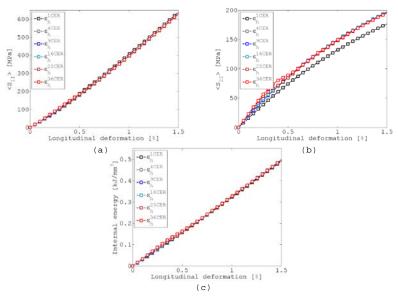


Figure 2.31 – Convergence pour les conditions aux limites en déformation homogène : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$

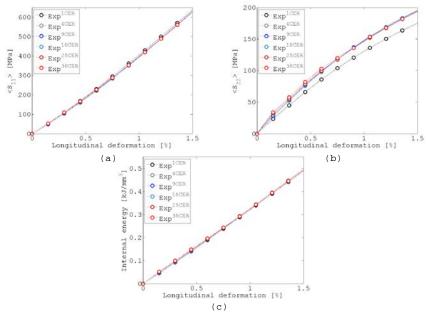


Figure 2.32 – Convergence pour les conditions aux limites expérimentales : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$

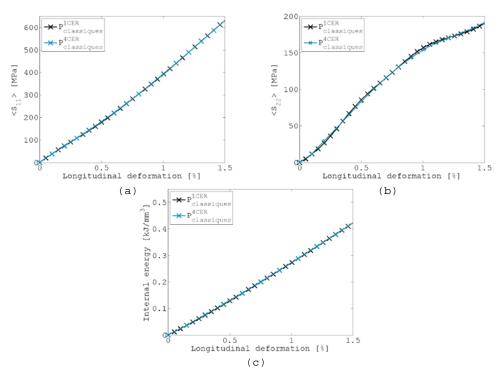


Figure 2.33 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$

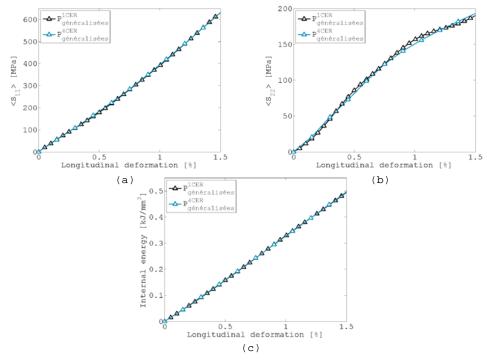


Figure 2.34 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$

C. Comparaison des résultats

Afin de ne pas surcharger les graphiques, pour chaque type de condition aux limites, seule la plus petite géométrie pour laquelle la convergence a été atteinte, sera tracée.

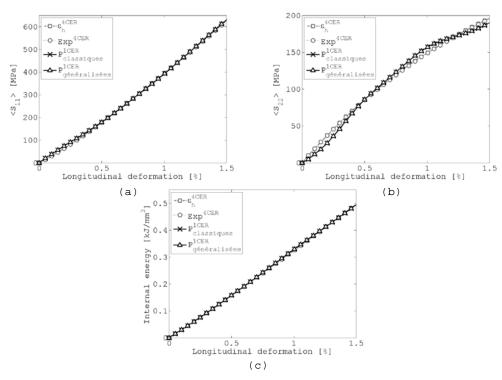


Figure 2.35 – Traction simple : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$ et (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$

Dans ces conditions, toutes les classes de conditions aux limites convergent vers le même résultat. Ce premier essai numérique montre que les conditions aux limites périodiques convergent effectivement plus vite vers le champ de contrainte effectif contrairement aux conditions en déformations homogènes et expérimentales qui nécessitent une augmentation de la taille de la mésostructure. Aucune interférence de contact, entre le VER et la matière à son voisinage n'apparait au cours de la simulation. Par conséquent, les méthodes périodiques donnent les mêmes résultats.

2.5.3. Cisaillement pur

L'élément de comparaison pour ce chargement mécanique est la composante $\langle S_{12} \rangle$ du tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff 2 ainsi que l'énergie de déformation par unité de volume.

A. Cinématique

Le gradient de la transformation associé au cisaillement pur s'écrit :

Un angle de cisaillement maximal de 45° est imposé à la mésostructure. La figure 2.36 illustre les géométries déformées associées à chaque type de conditions aux limites.

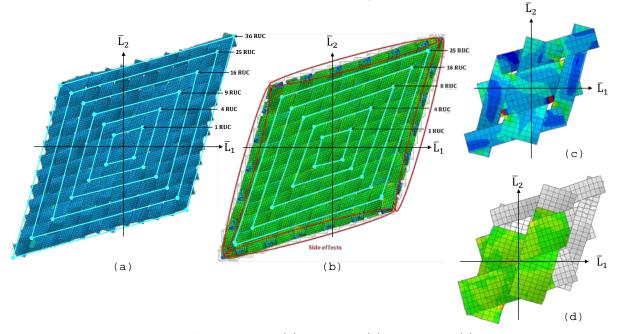


Figure 2.36 – Cisaillement pure: (a) ε_h et E_{xp} , (b) $\mathcal{P}_{classiques}$, (c) $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$

Contrairement à l'essai de traction uni-axial les géométries déformées issues des ε_h ne sont pas superposables à celles issus des Exp. Les ε_h imposent la cinématique macroscopique dans le VER en annulant le champ de fluctuation. Ce qui conduit à des effets bords non négligeables comme illustré figure 2.37(b) et figure 2.37(a). Les conditions Exp, les $\mathcal{P}_{classiques}$ et les $\mathcal{P}_{g\acute{e}n\acute{e}ralis\acute{e}es}$ autorisent plus de degrés de liberté au renfort pour se déformer (figure 2.37 (b)).

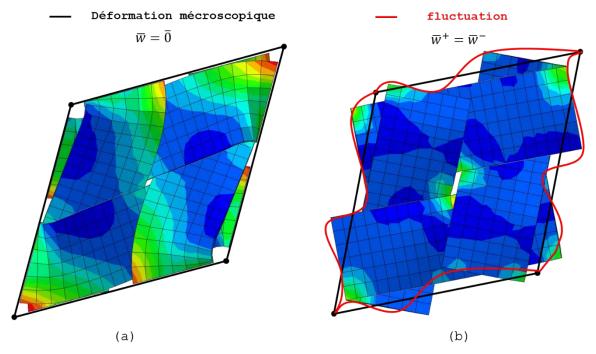


Figure 2.37 - (a) Effet de bords en deformation homogène, (b) Champ fluctuant en conditions aux limites périodiques

B. Convergence du champ de contraintes homogénéisé

- Déformation homogène: Le mécanisme de déformation du renfort étant plus complexe lors du cisaillement, la convergence du champ des contraintes homogénéisé est plus difficile comparativement à la traction. Il faut atteindre jusqu'à 25 VER pour converger.
- Expérimentales: Bien qu'autorisant plus de liberté à la structure les conditions aux limites expérimentales nécessitent également une structure à 25 VER pour converger. On note toutefois un écart relatif avec la structure à 1VER beaucoup plus faible comparativement aux conditions en déformation homogène.
- Périodiques classiques: Le résultat de la figure 2.40 est particulièrement intéressant. Le VER à bords continus illustré 2.17 et piloté en déplacement par des conditions aux limites périodiques ne converge pas directement vers la solution effective. En effet, la réponse à 4 VER n'est pas superposée à celle du VER unique. Toutes les réponses pour des structures contenant plus d'un VER sont superposées. Ce résultat montre clairement qu'il y a un problème dans la traduction de la périodicité à l'échelle du VER avec les conditions aux limites \$\mathcal{P}_{classiques}\$. Les interfaces de contacts non prises en compte dans le modèle et représentées figure 2.20, dans le cas d'un cisaillement plan, influencent le résultat.
- Périodiques généralisées: La convergence est atteinte pour un VER. Ce résultat est important car il indique que la prise en compte des interfaces de contact n'est pas inutile et permet de reproduire la périodicité « réelle » de la structure.

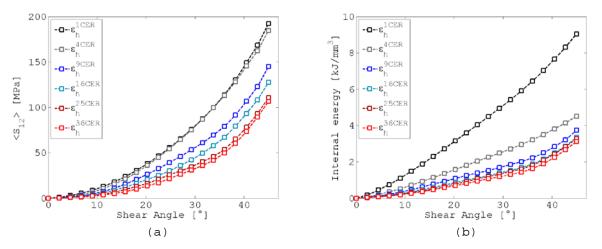


Figure 2.38 - Convergence pour les conditions aux limites en déformation homogène : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne

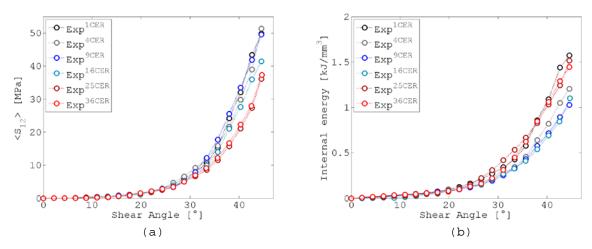


Figure 2.39 - Convergence pour les conditions aux limites expérimentales : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne

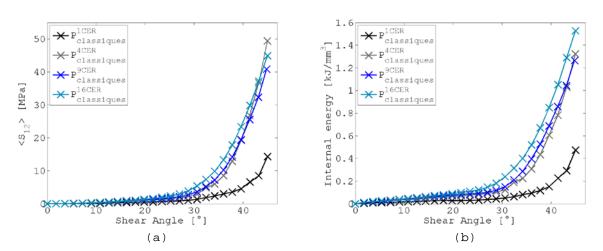


Figure 2.40 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne

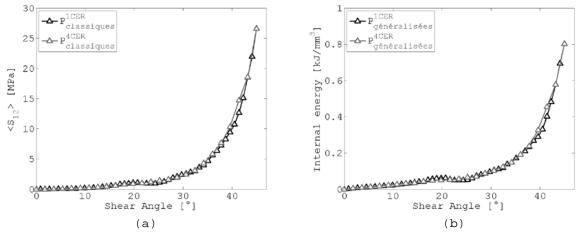


Figure 2.41 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne

C. Comparaison des résultats

Afin de ne pas surcharger les graphiques, pour chaque type de conditions aux limites, seule la plus petite géométrie pour laquelle la convergence a été atteinte, sera exploitée. En grande transformation, le cisaillement plan s'accompagne de création d'interfaces de contact sur les bords du VER. Parmi les quatre types de conditions aux limites étudiées, seules les conditions périodiques généralisées conduisent à une évaluation directe du champ de contrainte moyen dans le VER. A ce titre, on prendra ces conditions aux limites comme référence. La périodicité classique était supposée conduire à un résultat identique. Cependant les graphes figure 2.42 indiquent clairement qu'un VER ne suffit pas pour converger. Ce résultat est fondamental et met en évidence les limites de ces conditions aux limites. Sans surprise, les déformations homogènes surestiment la rigidité du VER et malgré une augmentation significative de la mésostructure le champ de contrainte est largement hors de la zone de convergence.

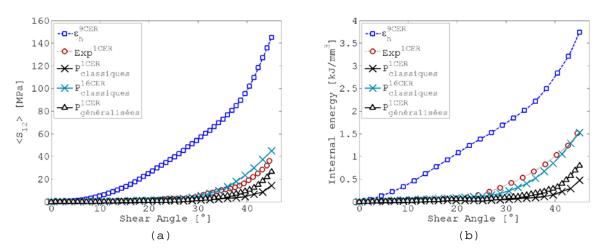


Figure 2.42 – Cisaillement pur : (a) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (b) comparaison de l'énergie interne

2.5.4. Cisaillement simple

Les éléments de comparaison pour ce chargement mécanique sont les composantes $\langle S_{11} \rangle$, $\langle S_{22} \rangle$ et $\langle S_{12} \rangle$ du tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff 2.

A. Cinématique

Le gradient de la transformation associé au cisaillement simple suivant le sens trame (direction 1) s'écrit :

$$\left[\bar{\bar{F}}_{M}\right] = \begin{bmatrix} 1 & \tan(\gamma) \\ 0 & 1 \end{bmatrix}_{(\bar{L}_{1}\bar{L}_{2})} \tag{2.40}$$

Cette sollicitation ne peut être modélisée avec des conditions Exp. Les réponses périodiques seront donc comparées uniquement avec les conditions ε_h .

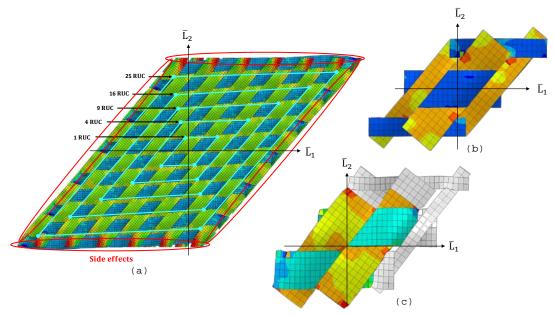


Figure 2.43 In-plan simple shear test: (a) KUBC geometry, (b) CPBC geometry, (c) XPBC geometry

B. Convergence du champ de contrainte homogénéisé

- Déformation homogène: En observant les trois composantes des contraintes homogénéisées il est difficile de statuer sur le point de convergence. Les composantes $\langle S_{22} \rangle$ et $\langle S_{12} \rangle$ semblent indiquer qu'une augmentation de la structure au-delà de 4 VER ne change pas beaucoup le résultat de la prise de moyenne. Ce n'est pas le cas de la composante $\langle S_{11} \rangle$.
- Périodique classique: Tout comme le cisaillement pur, le cisaillement simple va engendrer des interfaces significatives aux voisinages de la VER. Un calcul sur 1 VER n'est pas suffisant.
- Périodique généralisé: Une augmentation de la structure ne change pas les résultats.

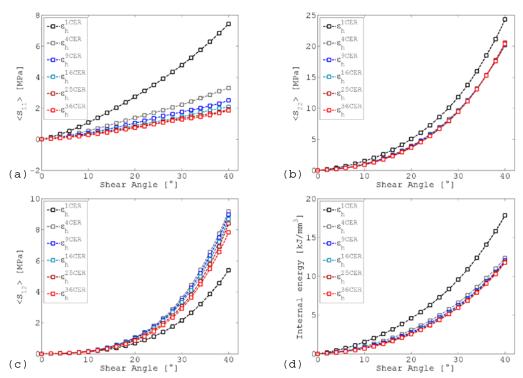


Figure 2.44 - Convergence pour les conditions aux limites en déformation homogène : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne

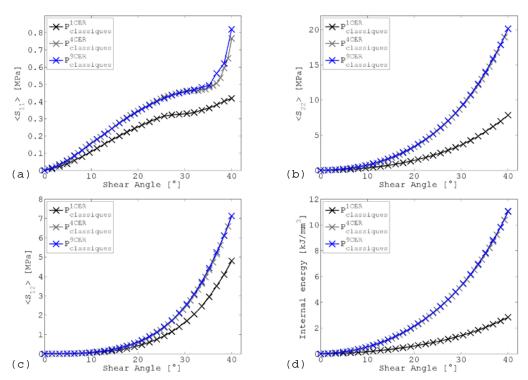


Figure 2.45 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques classiques: (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne

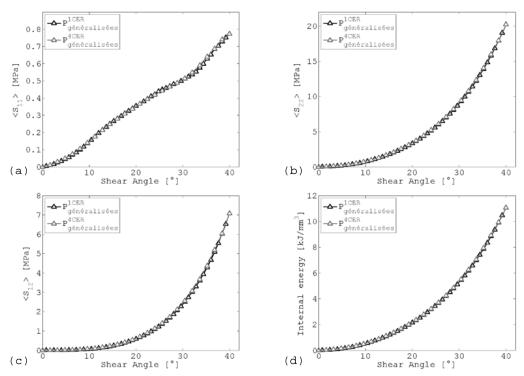


Figure 2.46 - Convergence pour les conditions aux limites périodiques généralisées: (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne

C. Comparaison des résultats

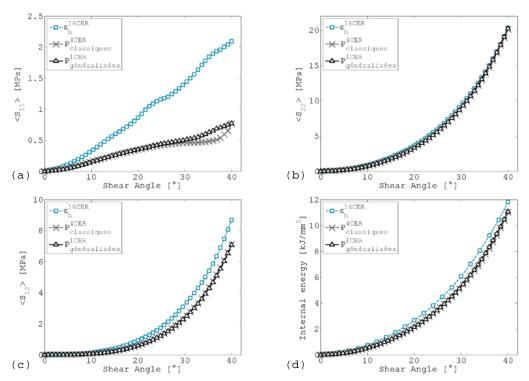


Figure 2.47 – Cisaillement simple : (a) comparaison de $\langle S_{11} \rangle$, (b) comparaison de $\langle S_{22} \rangle$, (c) comparaison de $\langle S_{12} \rangle$ et (d) comparaison de l'énergie interne

Le constat est identique à celui du cisaillement pur. Les conditions aux limites périodiques définies aux frontières d'un VER de type II ne suffisent pas à décrire la périodicité du renfort. Il semblerait que les conditions aux limites périodiques généralisées apportent une valeur ajoutée.

Au même titre que le cisaillement pur, le cisaillement simple s'accompagne d'interférences de contact entre VER. La périodicité « classique » ne converge pas vers une solution pour un VER. La convergence est obtenue à partir de quatre VER. La périodicité « généralisée » quant à elle converge directement. Cet essai numérique confirme l'importance de la description rigoureuse des évolutions de géométries dues au contact en bord de VER.

2.5.5. Bilan

L'objectif de ce paragraphe était de tester les conditions aux limites périodiques dites « généralisées ». Celles-ci ont été formulées afin de faciliter la représentation de la périodicité dans une résolution par méthode éléments finis d'un problème mésoscopique. Les chargements mécaniques impliquant un cisaillement ont montré que la stratégie communément employée, consistant à appliquer des conditions aux limites périodiques aux bords d'un VER à bords continus, ne traduit pas finement la périodicité. Les sections (2.5.3) et (2.5.4) ont également montré que dans le cas d'un cisaillement au-delà de 10°, les conditions aux limites « classiques » ne donnent pas un résultat unique lorsque la taille de la mésostructure passe de 1 VER à 4 VER. Les approximations inhérentes à ces conditions aux limites impactent donc la prise de moyenne à l'échelle fine. En revanche, la périodicité « généralisée » a montré de bons résultats, avec notamment une superposition des champs homogénéisés lorsque la taille de la mésostructure augmente. Le point faible de cette méthode à l'heure actuelle est le temps de calcul. En effet, malgré un maillage élément fini de taille moyenne une simulation sur 4 VER conduit à des temps de calcul importants: plus de 80h. Le calcul sur 9 VER et plus n'a pu être réalisé pour cette raison.

2.6. Application aux interlocks

Dans le cas de textiles 2D les conditions périodiques généralisées permettent une modélisation fine des interactions de contact dans le VER. Ces conditions aux limites permettent une représentation fidèle de la périodicité de la structure. La convergence vers les propriétés effectives du matériau homogène est assurée peu importe la taille du VER. Dans le cas de textiles 3D type « laye-to-layer », l'utilisation des conditions périodiques généralisées est obligatoire car aucun autre type de conditions aux limites ne permet de prendre en compte les interférences de contact dans l'épaisseur. Dans cette section, une analyse qualitative sera menée exclusivement sur les conditions périodiques généralisées. On cherchera à mettre en évidence l'efficacité de ces conditions aux limites pour reproduire des chargements mécaniques sollicitant le renfort dans les trois directions de l'espace. Le modèle géométrique est celui décrit à la section (2.3.1). Deux modes de chargement seront étudiés : cisaillement transverse et compression transverse.

2.6.1. Cisaillement transverse simple

Le gradient de la transformation associé au cisaillement simple dans la direction trame s'écrit :

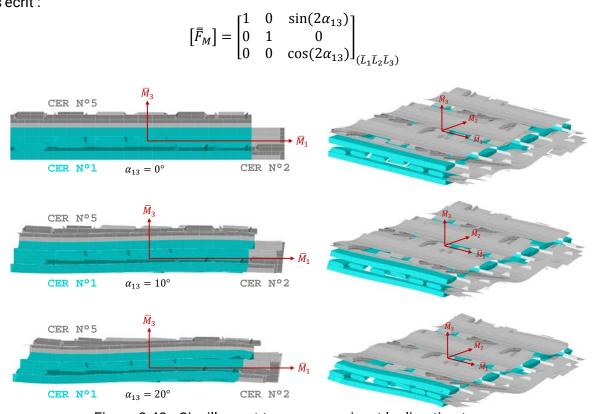


Figure 2.48 - Cisaillement transverse suivant la direction trame

Un cisaillement de 20° est imposé. L'introduction du VER N°2 et du VER N°5 dans le modèle géométrique est nécessaire. En effet, la première va permettre de traduire le contact créé dans la direction de cisaillement. La seconde va caractériser le contact dans l'épaisseur lorsque les mèches du réseau chaine vont être entrainées par le cisaillement.

2.6.2. Compression transverse

Le gradient de la transformation associé à la compression transverse s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \bar{\bar{F}}_M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0.65 \end{bmatrix}_{(\bar{L}_1\bar{L}_2\bar{L}_2)}$$

Un taux de compression de 35% est appliqué. Pour ce chargement, seul le VER 5 est nécessaire pour prendre en compte les interfaces de contact. Cette configuration géométrique est la seule compatible avec une description exacte de la périodicité 3D du matériau. Le nombre d'interfaces de contact augmentant fortement avec l'écrasement du VER, les temps de calculs augmentent aussi, soit environ 180h en moyenne.

Après post-traitement la contrainte dans l'épaisseur du renfort est obtenue. Aucun élément de comparaison n'est disponible. On peut se limiter à une analyse qualitative en remarquant que la courbe numérique a une allure similaire à celles des courbes expérimentales illustrées au chapitre 1.

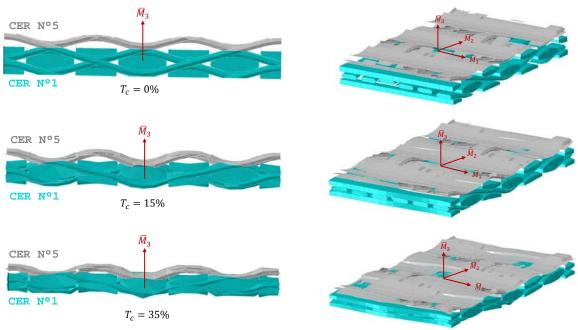


Figure 2.49 - Cisaillement transverse suivant la direction chaine

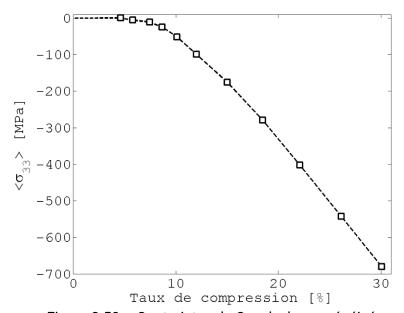


Figure 2.50 - Contraintes de Cauchy homogénéisées

2.6.3. Bilan

Dans le cas 2D, les conditions aux limites périodiques généralisées permettent de définir exactement la périodicité. Dans le cas 3D, où le VER répété dans les trois directions de l'espace reconstitue l'ensemble du renfort, ces conditions aux limites sont fondamentales. Non seulement elles tiennent compte de toutes les inférences de contact, mais en plus elles sont nécessaires pour l'application de chargement, comme la compression transverse.

2.7. Conclusion du chapitre 2

L'approche multi-échelles pour l'homogénéisation des renforts tissés permet de construire des lois de comportement plus élaborées que celles obtenues par une approche macroscopique. Elle a conduit à de très bons résultats dans le cas de l'homogénéisation de matériaux composites (renfort+matrice). Cependant, il n'existe pas de travaux dans la littérature où l'approche multi-échelles est employée pour l'identification du comportement du renfort seul. Cette approche nécessite de réaliser un transfert de la cinématique de déformation de l'échelle macroscopique vers l'échelle mésoscopique. Ce changement d'échelle se traduit par l'affectation de conditions aux limites périodiques à l'échelle des hétérogénéités. A cette échelle, le renfort est un milieu poreux multi-corps et la forme du VER n'est pas unique. En grandes transformations, apparaissent des interactions fortes entre le VER et son voisinage immédiat, de sorte qu'il n'est pas possible de modéliser la périodicité du milieu à partir de conditions aux limites périodiques classiques.

Dans ce chapitre une nouvelle méthode, baptisée conditions aux limites périodiques généralisées, a été développée pour répondre à cette problématique. Elle consiste à introduire dans le modèle géométrique le VER et la matière extérieure située à son voisinage immédiat. Le VER est ensuite maillé à l'aide d'éléments finis volumiques (prisme, hexaèdre) et la matière extérieure par des éléments surfaciques. Aux frontières du VER, des conditions aux limites périodiques sont déclarées ainsi que des conditions de continuité entre les degrés de liberté des nœuds du VER et ceux de la matière extérieure. Enfin, les mouvements des nœuds des éléments surfaciques sont pilotés par des conditions de périodicité. Dans ce modèle, la matière extérieure, contenant l'ensemble des mèches et des tronçons de mèches susceptibles d'entrer en contact avec le VER, contribue uniquement à traduire les interférences de contact qui se produisent lorsque le renfort se cisaille ou lorsqu'il est comprimé. Aucune loi de comportement n'est déclarée dans ces éléments.

La théorie de l'homogénéisation prédit que l'utilisation de conditions aux limites périodiques sur un VER devrait conduire directement aux propriétés effectives du matériau homogénéisé. Une augmentation de la taille de ce VER n'aura donc aucune influence sur la prise de moyenne à l'échelle fine. Ce résultat a effectivement été vérifié lorsque la méthode des conditions aux limites périodiques généralisée a été employée. En revanche, aucune autre stratégie ne permet d'arriver au même constat. La méthode détaillée dans ce chapitre permet donc de reproduire fidèlement la périodicité du renfort à l'échelle d'un VER unique.

Chapitre 3

Calcul de perméabilité

3.1. Objectif

L'objet du chapitre 2 était le traitement du changement d'échelle macro-meso pour la simulation multi-échelles des renforts tissés. Seuls les aspects concernant la déformation mécanique du matériau ont été étudiés. Cela correspond à l'étape de mise en forme sur la figure 1.7. Dans le chapitre 3 l'étude est centrée sur la phase d'injection de la résine. Plus précisément, c'est la perméabilité, paramètre fondamental pour l'imprégnation, qui est analysée. L'objectif est d'estimer numériquement ce paramètre et d'étudier son évolution lorsque le matériau est déformé. L'amure 2D (toile de verre) et l'armure 3D (sergé de carbone) introduites à la section (2.3) sont à nouveau utilisées ici. Plusieurs spécimens sont préparés pour chaque armure, puis déformés et scannés par tomographie X. Les volumes d'images sont utilisés comme données d'entrée dans le code GeoDict®. Celui-ci permet ensuite de déterminer la perméabilité du milieu poreux en simulant l'écoulement de la résine et en utilisant les résultats donnés par l'homogénéisation par développements asymptotiques [AUR91, IDR04, CAL17]. Pour l'armure 2D la déformation par cisaillement plan sera étudiée. Pour l'armure 3D, la compression transverse et le cisaillement plan seront étudiés.

3.2. Moyens et Méthodes

3.2.1. Tomographe

Les scans des échantillons textiles sont obtenus à l'aide du tomographe du laboratoire, 3SR et développé sur mesure pour la modélisation multi-échelle des milieux granulaires et fibreux. Sa cabine de très grande taille est conçue pour s'adapter à des objets variant de 4 à 200 millimètres de diamètre. Cette installation permet de réaliser des essais mécaniques insitu sous faisceau avec prise d'images volumiques complètes à différents stades de déformation.

Caractéristiques techniques				
Champ de mesure	200x250 mm ²			
Espace de travail dans la cabine	1,75x1,35x3 m			
Résolution	De 5 à 100 microns			
Imageur temps réel	30 img/s 1560x1920 pixels			

Tableau 3.1 – Caractéristiques du tomographe

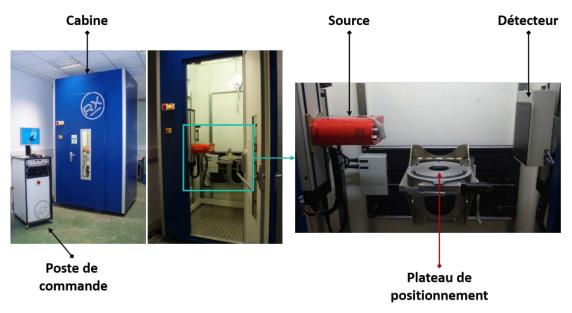


Figure 3.1 - Tomographe du laboratoire 3SR Grenoble

3.2.2. Banc d'essais

La déformation de l'armure sergé 3D est réalisée par un dispositif de compression conçu et mis au point au cours de ce travail. Il est constitué de quatre éléments :

- Un plateau mobile
- Un plateau fixe
- Une cellule cylindrique contenant les deux plateaux et le spécimen
- Un vérin électrique

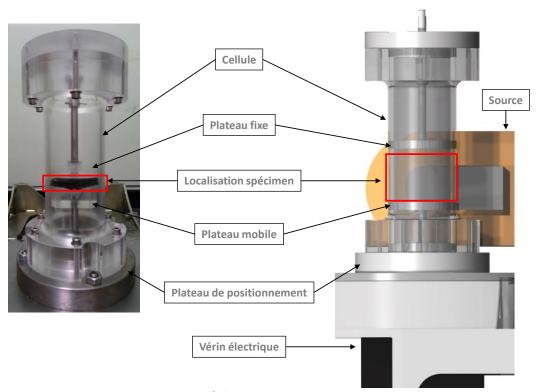


Figure 3.2 – Dispositif de compression conçu et mis au point

A l'exception de l'actionneur et du plateau de positionnement, tous les composants sont fabriqués en polycarbonate, matériau transparent aux rayons X. Le cadre rouge sur la figure 3.2 indique la zone où les échantillons sont positionnés avant le début de l'essai. Le banc permet de solliciter le matériau suivant deux modes de déformation: la compression transverse classique et le cisaillement dans le plan principal des interlocks par compression hors axe. Le confinement des échantillons dans la cellule permet d'avoir des niveaux de gris homogènes lors de l'étape de reconstruction, les rayons X traversant à chaque incrément de position la même épaisseur de polycarbonate.

Compression transverse

Positionnée à plat sur le plateau mobile, l'éprouvette est comprimée lorsque la tige du vérin se déplace. Cet essai est exactement le même que celui introduit section (1.4.7), à l'exception que l'éprouvette ne peut excéder une taille de 50x50 mm dans le plan.

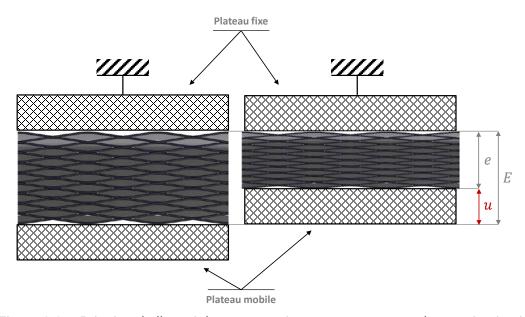


Figure 3.3 - Principe de l'essai de compression transverse avec observation in-situ

Cisaillement « plan »

A l'heure actuelle, il existe deux essais mécaniques capables de caractériser le cisaillement plan d'un renfort tissé: l'essai de Bias Extension Test et l'essai de Picture Frame. Le cisaillement par compression, développé dans cette étude, offre une troisième possibilité qui se distingue des deux précédentes du fait : (i) que la cinématique imposée aux tissus est confinée latéralement et (ii) que l'état hydrostatique est compressif. Ces deux points rapprochent cet essai de nombreuses configurations observées sur site de production. Ainsi les réseaux de mèches chaine et trame sont orientés à 45° par rapport à la direction de compression du vérin pour subir un cisaillement dans le plan. Des spécimens de 50x50 mm découpée à 45° sont positionnés sur la tranche et comprimés. Un dispositif anti-flambement permet de contrôler la verticalité de l'éprouvette.

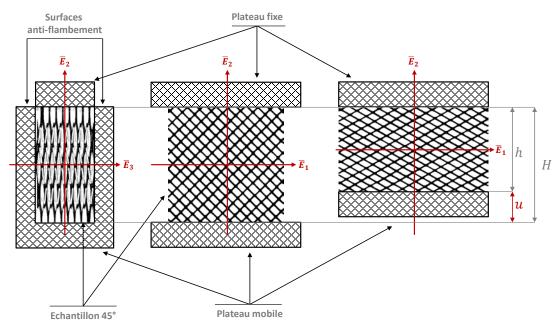


Figure 3.4 – Cisaillement plan par compression hors axe: principe

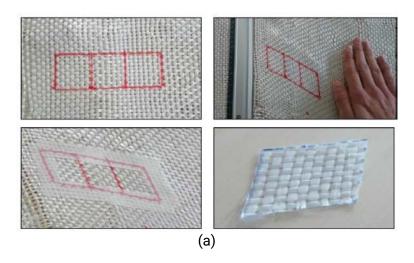
3.2.3. Protocole expérimental

A. Armure toile 2D: cisaillement plan

L'objectif est d'obtenir le volume tomographique de cinq échantillons, chacun correspondant à une certaine déformation du tissu :

- Spécimen 1 : géométrie indéformée
- Spécimen 2 : cisaillement à 15°
- Spécimen 3 : cisaillement à 30°
- Spécimen 4 : cisaillement à 40°
- Spécimen 5 : cisaillement à 45°

Le cisaillement s'effectue manuellement sur une large bande de tissu. Un petit volume de matière contenant plusieurs CER est ensuite découpé. Les échantillons sont ensuite introduits dans le tomographe et scannés aux rayons X. Une image 3D est obtenue pour chaque état de déformation.



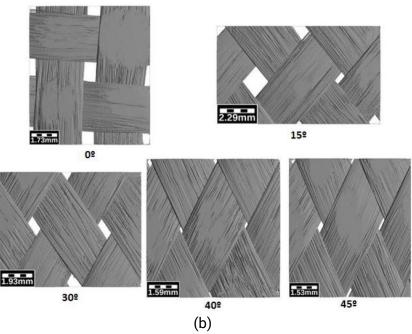


Figure 3.5 - Cisaillement des échantillons pour l'armure 2D

B. Armure sergé 3D: cisaillement plan

Un échantillon de taille 50x50 mm est comprimé sur la tranche chaine et trame orientées à 45° vis-à-vis de l'axe de compression. Cinq configurations de déformation sont enregistrées :

- Configuration initiale
- Ecrasement à 10 mm : cisaillement théorique ~18°
- Ecrasement à 20 mm : cisaillement théorique ~34°
- Ecrasement à 25 mm : cisaillement théorique ~41,3°
- Ecrasement à 30 mm : cisaillement théorique ~48,6°

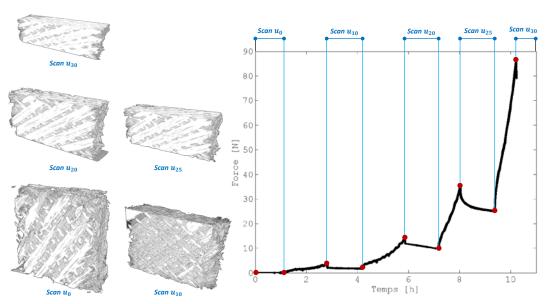


Figure 3.6 - Cisaillement des échantillons pour l'armure 3D

C. Armure sergé 3D : compression transverse

Un échantillon de taille 50x50 mm est comprimé suivant l'épaisseur. Cinq configurations de déformation sont enregistrées :

Configuration initiale

Taux de compression : 20%

Taux de compression : 40%

Taux de compression : 60%

Taux de compression : 65%

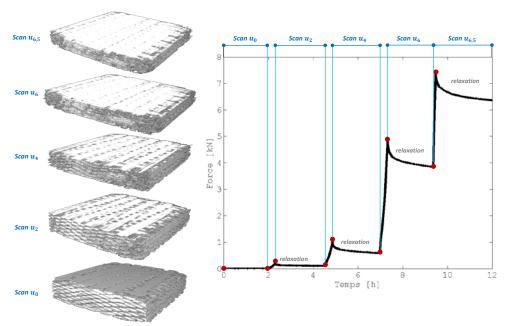


Figure 3.7 - Compression des échantillons pour l'armure 3D

3.3. Modélisation de la phase d'injection

Le phénomène de l'imprégnation du renfort par la résine est généralement considéré comme l'écoulement d'un fluide newtonien dans un milieu poreux.

3.3.1. Renforts fibreux : milieux poreux

Les renforts fibreux sont des milieux poreux hétérogènes multiphasiques. A l'échelle de la CER il existe autant de phases qu'il y a de mèches, auxquelles s'ajoute la phase « air » qui occupe les espaces vides entres ces mèches ou mésopores. De la même manière, à l'échelle d'une seule et unique mèche, il existe autant de phases qu'il y a de filaments auxquelles s'ajoute la phase « air » qui occupe les espaces vides entre ces filaments ou micropores. Cet agencement caractéristique des milieux fibreux textiles pour composites met en évidence deux échelles de pores (espaces vides) :

- Micropores : ce sont les pores situés entre les fibres constituant une mèche (espaces vides intra-toron).
- Mesopores : ce sont les pores situés entre les mèches constituant l'armure (espaces vides dans la CER)

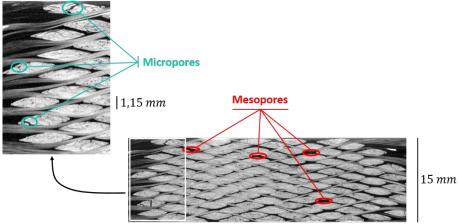


Figure 3.8 – Visualisation des pores intra et inter torons dans une vue transverse d'un interlock

Indépendamment de leur nature, certains pores peuvent être totalement isolés de leurs voisins. Ces pores non-connectés n'apportent aucune contribution dans l'écoulement de la résine dans le renfort. En revanche ils peuvent jouer un rôle dans la conductivité thermique ou électrique du matériau. Dans le cas des milieux fibreux, ces dernières sont rares de par la nature géométrique des fibres : la grande majorité des pores est ouverte.

3.3.2. Propriétés géométriques

Les milieux poreux sont conventionnellement caractérisés par un certain nombre de grandeurs géométriques dont les principales sont la porosité, la surface spécifique et la tortuosité. En ajoutant l'anisotropie des pores, ces quatre paramètres structuraux jouent un rôle majeur sur la perméabilité des milieux poreux et fibreux.

Porosité

La porosité ϕ_p est le rapport du volume de pores sur le volume total du matériau. Ce paramètre est simplement une mesure de la quantité de pores composant le volume analysé.

$$\phi_p = \frac{V_p}{V} \tag{3.1}$$

Surface spécifique

La surface spécifique S_v est définie comme le rapport entre la surface interne du milieu poreux S_p et le volume total du matériau. Elle a la dimension de l'inverse d'une longueur.

$$S_v = \frac{S_p}{V} \tag{3.3}$$

Tortuosité

La porosité ne donne pas d'information sur la géométrie du réseau de pores et son lien avec l'écoulement d'un fluide en son sein. La tortuosité, τ , introduit dans [CAR37] est un paramètre qui permet de traduire la complexité de l'espace poral. Il est définit comme suis :

$$T = \left(\frac{L_e}{L}\right)^2 \tag{3.4}$$

100

Avec L_e la longueur moyenne parcourue par une particule fluide cheminant à travers les pores et L désigne la plus courte distance mesurée le long de la direction de l'écoulement macroscopique.

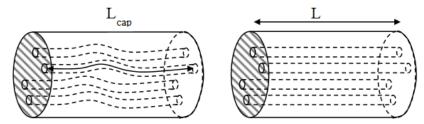


Figure 3.9 – Milieu poreux modélisé par un réseau de tubes capillaires où la longueur *L* permet de définir la tortuosité [GUY91]

3.3.3. Perméabilité

La perméabilité K ou le tenseur de perméabilité \overline{K} est une mesure de la capacité d'un milieu poreux à laisser passer un fluide newtonien incompressible évoluant à un très faible nombre de Reynolds. Ce paramètre est fortement lié à la porosité et à la distribution des pores dans le milieu. Il sera détaillé plus amplement dans la section suivante. Avec la viscosité du fluide μ il définit, par la loi de Darcy [DAR56], l'écoulement macroscopique de ce fluide, caractérisé par une vitesse macroscopique moyenne $\langle \bar{v} \rangle$, sous un gradient de pression macroscopique $\bar{\nabla} p$:

$$\langle \bar{v} \rangle = -\frac{1}{\mu} \overline{\bar{K}}. \bar{\nabla} p \tag{3.5}$$

3.4. Résultats pour l'armure 2D

3.4.1. Calcul de perméabilité

A. Méthodologie

Le tenseur de perméabilité est obtenu à l'aide des images 3D issues de la tomographie et du logiciel GeoDict®, développé par Math2Market® [CHE15]. Le module « Flowdict » permettant de simuler un écoulement fluide dans le milieu fibreux et de post-traiter les résultats a été utilisé. Les simulations permettent de prédire la vitesse macroscopique moyenne du fluide à partir d'un gradient de pression donné ou de déterminer le gradient de pression à partir de la vitesse d'écoulement. Le module de post-traitement sous Flowdict utilise la loi de Darcy (3.5) pour calculer le tenseur de perméabilité. Le processus requiert trois données d'entrée :

- Une représentation en 3D de la structure (modèle géométrique)
- Un fluide Newtonien incompressible (gaz ou liquide avec une viscosité constante)
- Les conditions d'injection (débit massique du fluide, direction d'écoulement...)

L'utilisation de la loi de Darcy suppose un nombre de Reynolds très faible, de sorte que la vitesse macroscopique moyenne varie linéairement en fonction du gradient de pression. Dans ces conditions le tenseur de perméabilité reste constant. Si le nombre de Reynolds est grand, des termes d'inertie s'ajoutent dans l'équation et le problème devient non linéaire comme on peut le voir sur la figure 3.10.

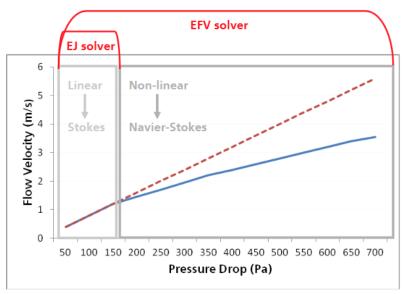


Figure 3.10 - Influence de la vitesse de l'écoulement sur le choix des équations décrivant sa cinématique [CHE12]

Une autre remarque importante est que toute simulation sous Flowdict se place en régime permanent et les comportements dynamiques comme les turbulences ne sont pas prises en comptes. Pour résoudre les équations différentielles décrivant l'écoulement fluide, trois solveurs sont disponibles :

- EJ (Explicit Jump) : c'est le plus rapide et celui qui requiert le moins de mémoire. Il est destiné exclusivement à l'étude des problèmes linéaires.
- Simple FFT (Simple Fast Fourier Transform): il nécessite plus de temps de calculs pour converger et aussi plus de mémoire mais il est capable de gérer les études nonlinéaires.
- LIR (Left Identidy Right): pour des milieux à faible porosité ce solveur conduit à des temps de calcul comparables à ceux de l'Explicit Jump. La rapidité des calculs est accrue pour des milieux à forte porosité.

Dans cette étude, c'est le solveur EJ qui est utilisé. Aux frontières du domaine des conditions aux limites périodiques qui ont été définies.

B. Modèle mathématique

GeoDict® exploite la loi de Darcy (3.5) pour le calcul du tenseur de perméabilité. La vitesse macroscopique moyenne $\langle \bar{v} \rangle$ est définie par :

$$\langle \bar{v} \rangle = \int \bar{v} \, dv \tag{3.6}$$

Avec \bar{v} la microfluctuation en vitesse. Dans ce cas, le problème se réduit à l'analyse d'un écoulement fluide Newtonien incompressible en régime permanent à travers un milieu poreux rigide. Les équations qui pilotent l'écoulement sont celles de Stokes :

$$\bar{\nabla}.\,\bar{v} = 0
\mu \Delta \bar{v} - \bar{\nabla} \langle p \rangle - \bar{\nabla} \delta p = \bar{0}$$
(3.7)

Avec \bar{v} la microfluctuation en vitesse et δp la microfluctuation en pression. Des conditions aux limites doivent compléter le problème (3.7) : non glissement aux interfaces et périodicité du champ de vitesse et du champ de pression. Le calcul doit être réalisé dans chacune des trois directions de l'espace pour pouvoir identifier le tenseur de perméabilité. Dans chaque cas, le gradient de pression est une donnée (0.02 Pa) : $\bar{V}(p) = \bar{e}_i$ (i = 1,2,3)

C. Résultats préliminaires

Plusieurs études ont été menées pour optimiser la qualité des résultats et les temps de calcul. Deux facteurs doivent être pris en compte : la précision des simulations et la taille des volumes analysés.

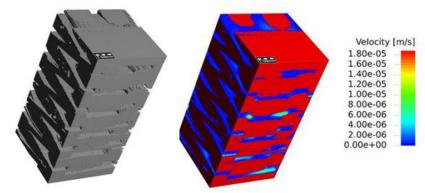


Figure 3.11 – Mesostructures interlocks utilisées pour l'étude préliminaire. Dimensions 5x5x10mm (125x125x250 pixels)

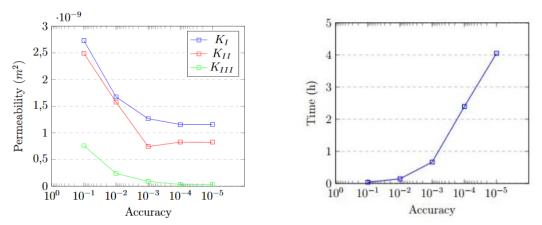


Figure 3.12 – Evolution des composantes principales du tenseur de perméabilité en fonction du résidu

Concernant la précision des simulations, les calculs de perméabilités ont été réalisés avec différentes valeurs de précision. Le solveur propose deux critères de convergence : critère sur perméabilité ou résidu. C'est l'option résidu qui a été retenue pour les calculs, bien que moins précis par rapport au critère sur perméabilité, il nécessite un espace mémoire moins important. Les résultats sont illustrés sur la figure 3.12. Au-dessous de 10^{-4} un degré de précision relativement raisonnable est atteint. A ce niveau, le temps de calcul est d'environ 2.5 heures. Le passage à une précision de 10^{-5} double ce temps de calcul. C'est pour cela qu'on se limitera à 10^{-4} .

Une fois la précision définie, le second paramètre à déterminer est la taille de l'échantillon. La taille du VER dans le plan des mèches est de 20x20 mm. En faisant varier la taille de la mésostructure entre 5 et 30 mm on remarque que la convergence semble être obtenue pour

un échantillon dont la taille est comprise entre 10 et 20mm. Néanmoins, les composantes K_I et K_{II} divergent lorsque l'on dépasse la taille du VER. Ceci peut être lié à de faibles variations du taux de fibres pour ces tailles d'échantillons comme illustré sur la figure 3.13.

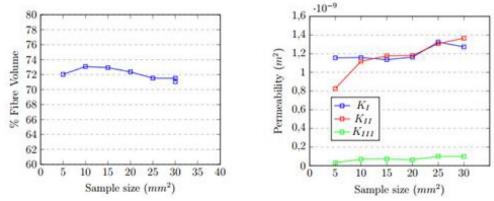


Figure 3.13 – Evolution des composantes principales du tenseur de perméabilité et du taux de fibres en fonction de la taille de la mésostructure

Les zones où le taux de fibres chute entre 60% et 80% présentent des variations significatives sur la perméabilité lorsque le taux de fibres fluctue faiblement comme illustré sur la figure 3.14. C'est pour cela que les variations du taux de fibres pour des échantillons de tailles supérieures au VER peuvent être problématiques. Dans ce qui suit, tous les calculs ont été réalisés sur une mésostructure de 20x20mm [GR008].

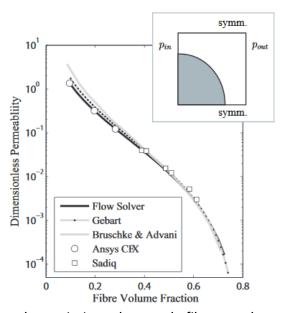


Figure 3.14 – Impact des variations du taux de fibres sur la perméabilité [GRO08]

3.4.2. Cisaillement plan

Le renfort toile en fibre de verre est cisaillé dans le plan. Le cisaillement s'opérant manuellement il n'est pas aisé de contrôler la déformation. L'angle de cisaillement et le gradient de la transformation sont estimés par traitement d'images. Les résultats sont consignés dans le tableau (3.2).

Cisaillement	Gradient de la transformation			
0°	$\left[\overline{\overline{F}}_{(0)}\right] = \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0 \\ 1 \end{bmatrix}_{(\bar{e}_1,\bar{e}_2)}$		
15°	$\left[\overline{\overline{F}}_{(15)}\right] = \begin{bmatrix} 1.01 \\ -0.21 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -0.05 \\ 0.85 \end{bmatrix}$		
30°	$\left[\overline{\overline{F}}_{(30)}\right] = \begin{bmatrix} 0.87 \\ -0.46 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -0.02 \\ 0.92 \end{bmatrix}_{(\bar{z},\bar{z})}$		
40°	$\left[\overline{\overline{F}}_{(40)}\right] = \begin{bmatrix} 0.74\\ -0.55 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -0.03 \\ 0.82 \end{bmatrix}_{(\bar{e}_1,\bar{e}_2)}$		
45°	$\left[\overline{\overline{F}}_{(45)}\right] = \begin{bmatrix} 0.87 \\ -0.46 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} -0.02 \\ 0.92 \end{bmatrix}_{(\bar{e}_1,\bar{e}_2)}$		

Tableau 3.2 - Gradient de la transformation à chaque étape du cisaillement

Le tenseur de perméabilité est calculé pour les cinq configurations géométriques (0°, 15°, 30°, 40° et 45°). Les composantes principales K_I , K_{II} et K_{III} sont traçées sur la figure 3.15(b). En configuration initiale, la perméabilité transverse K_{III} est plus grande que la perméabilité planaire. Ce résultat s'explique par la présence de mesopores volumineux suivant l'épaisseur du renfort (Cf. figure 3.5(b)). Dans cette direction l'espacement entre les mèches offre beaucoup de place au fluide pour se propager. Toujours en configuration initiale, le renfort présente un comportement isotrope transverse $K_I = K_{II} < K_{III}$ caractéristique d'un renfort tissé équilibré, comme c'est le cas ici.

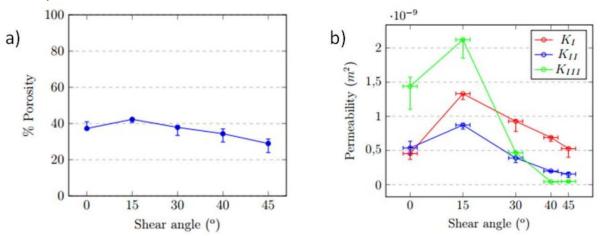


Figure 3.15 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité avec l'angle de cisaillement : cas 3D simple

Lorsque le cisaillement est amorcé le caractère isotrope transverse du renfort est perdu : $K_I \neq K_{II} \neq K_{III}$. Les trois composantes décrivent la même tendance : augmentation jusqu'à 15° puis diminution au-delà. Cette diminution est plus marquée pour la composante transverse. En effet, à mesure que le cisaillement se poursuit les mesopores voient leur taille diminuer. A 40° les réseaux de mèches entrent en contact latéral et le renfort vu de dessus forme un ensemble compact offrant peu d'espace au fluide pour se propager. Ces résultats sont en adéquation avec ceux obtenus dans [LOI08].

3.4.3. Prise en compte des interfaces renfort/moule

Le calcul de perméabilité précédent a été réalisé en 3D, c'est à dire sans considérer la surface supérieure et inférieure du moule bien présente dans le cas réel de l'injection d'une résine dans le renfort. Dans cette section ces surfaces sont intégrées au modèle géométrique afin de se rapprocher au plus près des conditions réelles de l'injection.

Au cours du cisaillement, l'éprouvette voit son épaisseur diminuer par compression transverse tandis que l'entrefer entre les surfaces rigides du moule ne change pas. Deux cas sont à considérés:

- Contact renfort/moule permanent et tangent: compensation de l'écrasement ou de l'expansion du renfort donc entrefer variable
- Rupture du contact renfort/moule: entrefer fixe avec possibles effets de bords (fuites) symétriques ou non

A. Contact renfort/moule tangent

Les surfaces rigides sont introduites à partir d'ImageJ pour chaque configuration déformée. Il n'y a pas d'espace entre renfort et moule, de sorte qu'il n'y a pas de fuite. L'intégralité de la résine se propage dans le renfort.

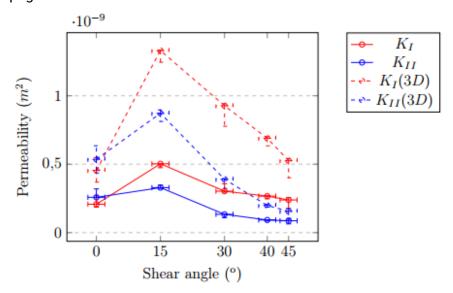


Figure 3.16 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité avec l'angle de cisaillement : cas du contact renfort/moule tangent

Sur la figure 3.16 les composantes planes de la perméabilité K_I et K_{II} sont comparées à celles obtenues à la section (3.4.1) notées $K_I(3D)$ et $K_{II}(3D)$. Les mêmes tendances sont retrouvées : isotrope transverse dans le plan principal du textile en configuration initiale, augmentation de la perméabilité sur la première phase de cisaillement (0°-15°) puis diminution monotone. Les surfaces rigides du moule imposent des conditions de non glissement supplémentaires au contact avec le fluide. Ces interactions justifient la diminution systématique de la perméabilité, toutes composantes confondues, par rapport au cas 3D (section 3.4.1.). La prise en compte des surfaces du moule dans le modèle géométrique influence belle et bien la perméabilité. Pour le même VER, les parois du moule augmentent la surface spécifique et donc la perméabilité.

B. Entrefer poincon/matrice fixe

Dans ce cas, la variation d'épaisseur du renfort lors du cisaillement n'est pas compensée par un décalage des surfaces du moule. Il y a rupture du contact tangent entre le renfort et l'outillage. L'écoulement de la résine ne se propage donc pas intégralement dans le renfort. Deux cas se présentent :

- L'éprouvette est positionnée exactement au centre des deux surfaces du moules (configuration symétrique)
- L'éprouvette est en contact avec la surface inférieure (configuration non-symétrique)

 K_I et K_{II} représentent la perméabilité plane dans le cas d'un positionnement symétrique du renfort (figure 3.17(a)) et dans le cas d'un positionnement non-symétrique (figure 3.17(b)). $K_I(t)$ et $K_{II}(t)$ représentent la perméabilité plane calculée dans le cas d'un contact moule/renfort tangent. Les résultats de la figure 3.17 illustrent une toute autre tendance comparativement aux résultats de la section (3.4.2.a).

La prise en compte du jeu renfort/moule conduit à une meilleure perméabilité quel que soit l'angle de cisaillement. Ce gain n'est pas à mettre au profil du renfort mais c'est simplement la conséquence directe du décollement aux surfaces inférieure et supérieure du tissu. Ce décollement est quantifié en mm dans le tableau 3.17. Les composantes du tenseur de perméabilité sont comparées à celles obtenues dans la section précédente. On remarque que lorsque le jeu est nul pour le cisaillement à 40°, la perméabilité calculée est identique à celle du contact tangent permanent. On remarque également que le positionnement du matériau par rapport à l'entrefer influe sur la perméabilité. Elle est supérieure lorsque le positionnement est non symétrique, c'est-à-dire lorsque le contact tangent est assuré sur la partie inférieure du moule uniquement.

Cette influence peut aussi être mise en évidence en analysant le champ de vitesse local du fluide. Sur la figure 3.18, ce champ est représenté pour les quatre configurations géométriques envisagées dans cette étude. Si on s'intéresse uniquement à la vitesse maximum que peuvent atteindre les particules fluides lors de l'écoulement, on remarque que ce sont les modèles intégrant les surfaces du moule et le jeu qui conduisent à un maximum. C'est le modèle aux contacts tangents permanents qui donne la vitesse d'écoulement maximum la plus faible, les particules fluides étant constamment ralenties aux interfaces.

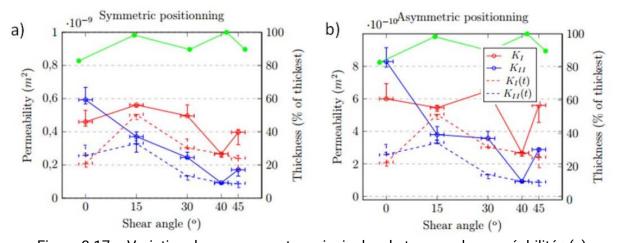


Figure 3.17 – Variation des composantes principales du tenseur de perméabilité : (a) positionnement symétrique et (b) position asymétrique

Cisaillement	Jeu	Positionnement symétrique		Positionnement asymétrique	
	renfort/moule	$K_I/K_I(t)$	$K_{II}/K_{II}(t)$	$K_I/K_I(t)$	$K_{II}/K_{II}(t)$
0°	0,05 mm	2,21	2,29	2,88	3,21
15°	0,01 mm	1,12	1,13	1,08	1,15
30°	0,03 mm	1,64	1,83	2,15	2,67
40°	0 mm	1	1	1	1
45°	0,03 mm	1,66	1,97	2,34	3,32

Tableau 3.17 – Comparaison des configurations symétrique et asymétrique

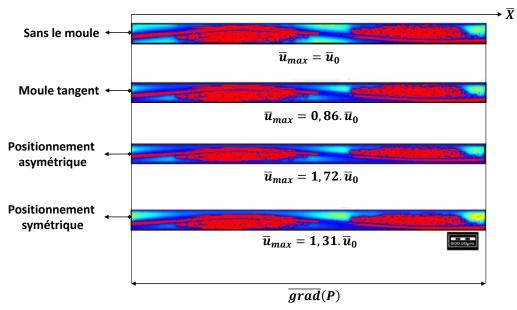


Figure 3.18 – Champ de vitesse dans le milieu poreux

Pour un angle de cisaillement constant et un positionnement symétrique du renfort, l'influence du jeu renfort/moule sur la perméabilité a été quantifiée. En faisant varier le jeu de 0 à 0,12mm les composantes planes de la perméabilité ont été calculées. Les résultats sont illustrés sur la figure 3.19. Une petite variation de l'espacement moule/renfort entraine une grande variation de la perméabilité. Il s'agit donc d'un paramètre clé pour la maitrise du processus d'imprégnation.

Expérimentalement, il est très difficile de maîtriser l'espacement moule/renfort en particulier pour des pièces à géométries complexes et de grandes tailles. Même si le moule est usiné avec une grande précision, la géométrie du renfort quant à elle est mal maîtrisée. Les résultats de la figure 3.19 peuvent expliquer les différences de résultats que l'on observe dans la littérature en matière de mesures expérimentales de perméabilité.

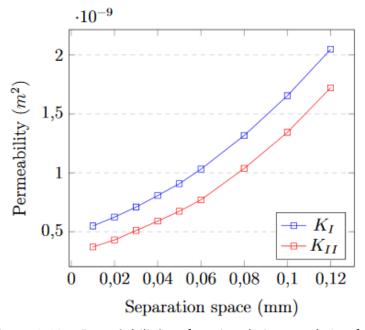


Figure 3.19 – Perméabilité en fonction du jeu moule/renfort

3.5. Résultats pour l'armure 3D

3.5.1. Cisaillement

La porosité initiale de l'échantillon est de 51,55% et reste invariante jusqu'à un angle de 10°. Au-delà de cet angle la porosité diminue linéairement jusqu'à atteindre un minimum de 27,39%. Tout comme le renfort 2D, le renfort 3D présente le même comportement orthotrope en configuration initiale $K_I = K_{II} > K_{III}$. Ce constat pourrait paraître surprenant puisque contrairement à l'armure 2D, l'armure 3D présente un fort déséquilibre chaine/trame. Il s'explique par le fait que le spécimen a été découpé à 45° par rapport aux réseaux de mèches et par conséquent le fluide va rencontrer la même résistance dans les deux directions du plan. De plus, alors que la perméabilité transverse dans le cas 2D est supérieure à la perméabilité planaire, en configuration initiale, ce n'est pas le cas pour l'armure 3D. En effet, l'importante épaisseur du renfort et l'entrelacement étroit des réseaux de mèches réduit considérablement la présence de mesopores, de sorte que le fluide se propage difficilement suivant l'épaisseur.

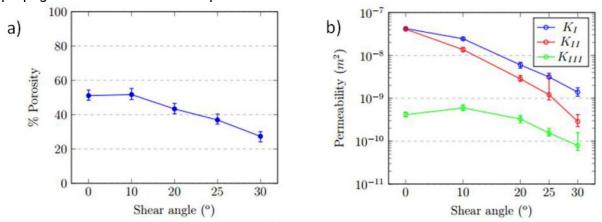


Figure 3.20 – Evolution de la porosité (a) et des composantes principales du tenseur de perméabilité (b) pour le renfort interlock cisaillé

La perméabilité dans le plan diminue à mesure que l'angle de cisaillement augmente. Le rapport entre la perméabilité initiale et la perméabilité finale est : $K_I^{(0)}/K_I^{(30)}=143$ $K_{II}^{(0)}/K_{II}^{(30)}=30$. Lorsque le cisaillement est amorcé le caractère orthotrope du renfort est perdu : $K_I \neq K_{II} \neq K_{III}$. La perméabilité plane décrit une diminution systématique de 0 à 30°. La perméabilité transverse quant à elle, augmente légèrement jusqu'à 10° puis diminue systématiquement au-delà ce et angle.

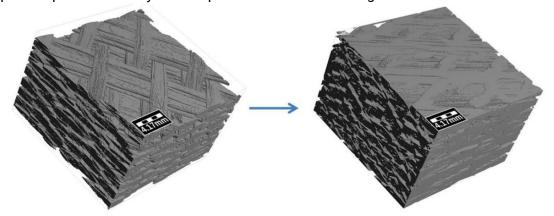


Figure 3.21 – Configuration initiale et déformée du renfort interlock cisaillé

3.5.2. Compression transverse

L'éprouvette de taille 50x50 mm a été découpée suivant les directions chaine et trame du renfort. Elle est comprimée jusqu'à un taux de 80%. Cependant, les calculs de porosité et de perméabilité ont pu être exploités uniquement pour un taux de compression inférieure à 58%. Au-delà de cette valeur, les images n'ont pas pu être segmentées correctement. L'échantillon en configuration initiale présente un comportement isotrope transverse : $K_I = K_{II} > K_{III}$. Le fait que $K_I = K_{II}$ est troublant. Le renfort étant fortement déséquilibré, on s'attendrait à ce que la perméabilité dans le plan soit différente suivant la direction d'observation. Pourtant ce n'est pas le cas ici.

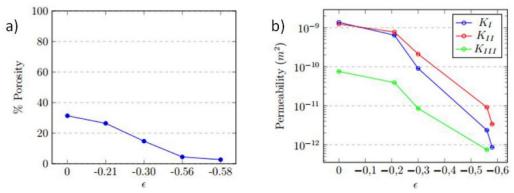


Figure 3.22 – Evolution de la porosité (a) et des composantes principales du tenseur de perméabilité (b) pour le renfort interlock comprimé

Contrairement au chargement précédent, la porosité diminue de manière continue, de 31,37% à 2,67%, à mesure que la compression augmente. La perméabilité est directement affectée par cette tendance, comme le montre la figure 3.22(b). Elle va diminuer drastiquement au cours de la compression jusqu'au point où le fluide ne pourra plus trouver de voies à l'échelle meso pour parcourir le renfort.

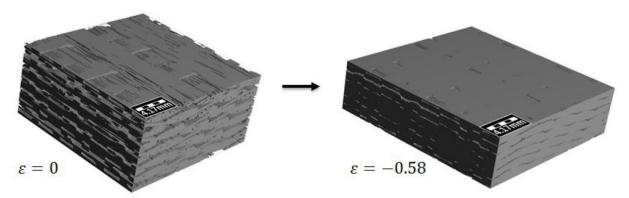


Figure 3.23 - Configuration initiale et déformée du renfort interlock comprimé

3.6. Conclusion du chapitre 3

Dans la section (1.4) certains défauts inhérents à la fabrication de pièces composites par RTM ont été cités. Parmi eux, la présence de zones sèches dans le composite une fois la résine injectée et solidifiée fait partie des défauts majeurs. Ces zones où la résine n'a pas correctement imprégné le renfort fragilisent considérablement le matériau et entraînent systématiquement une mise au rebut de la pièce. Un des paramètres clé qui pilote la qualité de l'imprégnation est la perméabilité.

L'objectif du chapitre 3 était de réaliser des calculs de perméabilité sur des renforts 2D et 3D sollicités suivant deux des modes de déformation principaux observés lors de la mise en forme des tissés : la compression transverse et le cisaillement plan. Pour y parvenir les deux armures décrites à la section (2.3) ont été utilisées : l'armure toile 2D en fibres de verre et l'armure sergé interlock 3D en fibres de carbone. Le calcul de perméabilité nécessite un modèle géométrique du matériau poreux. Pour l'obtenir la procédure suivante a été menée sur chaque armure :

- Découpage et déformation des spécimens
- Analyse par tomographie X
- Génération du modèle voxelisé du spécimen
- Extraction d'un VER après traitement d'image et segmentation

Concernant l'armure 2D, l'analyse s'est centrée sur l'évolution de la perméabilité en fonction du cisaillement plan. Les résultats ont montré une grande influence de l'angle de cisaillement sur la perméabilité. A mesure que le cisaillement se poursuit les macropores voient leurs volumes diminuer ce qui rend difficile la propagation de la résine : la perméabilité diminue. Au-delà de 45° la composante transverse K_{III} n'est plus accessible et le calcul s'arrête. Les éléments adjacents aux renforts pendant l'injection ont été intégrés au modèle dans un second temps. Ces éléments correspondent aux surfaces internes du moule. Les résultats ont montré que le positionnement du renfort par rapport à ces surfaces impacte fortement la perméabilité.

Concernant l'armure 3D, les modes de déformation étudiés sont la compression transverse et le cisaillement plan. Ce-dernier a été réalisé à partir d'une variante de l'essai classique de Bias Extension Test. Il consiste non pas à tirer sur le spécimen découpé à 45° par rapport au sens chaine et trame mais plutôt à le comprimer. Les résultats ont montré une diminution de la perméabilité, que ce soit avec l'augmentation du cisaillement ou avec l'augmentation du taux de compression.

La mesure expérimentale de la perméabilité est un véritable challenge dans le domaine des renforts textiles. Malgré des techniques de plus en plus élaborées, les résultats sont rarement identiques d'une publication à l'autre. Ce chapitre a montré que le calcul numérique de la perméabilité présente aussi des incertitudes compte tenue de l'influence de nombreux paramètres tels que, la prise en compte des surfaces rigides du moule, le positionnement de l'échantillon... Un degré d'incertitude supplémentaire est à mettre sur le compte du traitement numérique post-tomographie. Les opérations de traitement d'images nécessitent d'éliminer certaines zones du volume voxelisé afin de ne conserver que l'échantillon et de ne pas intégrer d'éléments parasites, comme les surfaces du banc d'essais. Ce nettoyage du volume d'image s'accompagne nécessairement de pertes d'informations sur le volume exact du renfort, notamment aux frontières. La plupart de ces opérations se faisant manuellement, le résultat va différer d'un opérateur à l'autre.

Conclusion générale

Cette thèse a été réalisée dans le cadre du projet Interlock 3D. L'objectif global du projet était le développement d'outils de caractérisation et de méthodes de modélisation pour anticiper et optimiser la genèse des architectures fibreuses tissées 3D lors de l'étape de mise en forme. Les travaux consignés dans ce manuscrit se sont limités à l'étude du procédé R.T.M. pour la mise en forme de composites à matrice organique et à renfort tissé. Deux axes principaux ont été étudiés : les mécanismes de déformation des renforts tissés 2D/3D et l'écoulement de la résine dans le renfort lors de l'assemblage.

Dans le chapitre 2, deux approches pour la modélisation du comportement des renforts tissés ont été présentées : l'approche macroscopique et l'approche multi-échelles. La première ne considère pas le caractère hétérogène du renfort, qui est représenté comme un milieu continu. Elle permet de construire des lois de comportement anisotropes et de réaliser des simulations numériques à l'échelle de la pièce finie avec des temps de calculs relativement court. L'organisation interne des réseaux de mèches n'est pas connue en post-traitement. Certains phénomènes comme le délaminage, la rupture de fibres ou le flambement des mèches ne sont donc pas accessibles. Cependant le comportement global du matériau ainsi que l'ordre de grandeur des efforts pendant la mise en forme peuvent être estimés.

Dans la seconde approche, le point de départ de la modélisation se situe à une échelle plus petite que l'échelle macroscopique, où les hétérogénéités de la matière sont visibles. A cette échelle seul un petit volume de matière est modélisé : le VER. La loi de comportement à l'échelle macroscopique est ensuite construite avec une procédure d'homogénéisation. Celle-ci permet de prendre en compte l'influence des hétérogénéités et des mécanismes de déformation locaux sur le comportement global. L'approche multi-échelles implique la transmission bilatérale d'informations entre l'échelle macroscopique et l'échelle fine. Dans le cas des renforts tissés, ces changements d'échelles se heurtent à une difficulté : en grande transformation un VER va voir sa géométrie déformée par les VER voisins. Aucune technique dans la littérature ne propose de solution pour prendre en compte ces interactions.

Les conditions aux limites périodiques généralisées ont été formulées dans cette optique. Le modèle géométrique mésoscopique est modifié. Il comprend non seulement le VER mais aussi la matière située à son voisinage et susceptible d'interférer avec elle. Du point de vue conditions aux limites, la périodicité est traduite aux bords du VER et les degrés de liberté des nœuds annexes sont déterminés par le gradient de la transformation. Lorsqu'une sollicitation est appliquée, la création d'interfaces de contact aux bords du VER est modélisée de sorte que la périodicité est fidèlement représentée. Cette méthode a été comparée avec les conditions aux limites périodiques classiques. Pour des chargements impliquant un important cisaillement de la structure elle se révèle indispensable et conduit à des résultats conformes avec la théorie de l'homogénéisation. En effet, un VER est suffisant pour converger directement vers la solution effective, ce qui n'est pas le cas lorsque les conditions aux limites périodiques simples sont utilisées. Par commodité, c'est le solveur commercial Abagus qui a été utilisé pour tester cette méthode. La fonction *Equation disponible permet d'implémenter facilement la périodicité. Malheureusement, les temps de calculs augmentent exponentiellement à mesure que la fraction de matière annexe introduite dans le modèle est grande et lorsque le maillage est raffiné. Les calculs de périodicité 3D sur le VER interlock ont été réalisés avec un maillage grossier et pourtant la durée moyenne des calculs est de 180h. Cet inconvénient majeur empêche toute stratégie multi-échelles viable d'être réalisée car l'homogénéisation requiert un grand nombre de calculs mésoscopiques.

L'objet du chapitre 3 est l'étude de la perméabilité du renfort 2D et du renfort 3D étudiés au chapitre 2. La perméabilité étant le paramètre clé qui pilote la phase d'injection, l'objectif était d'étudier l'influence de la déformation des réseaux de mèches sur l'écoulement de la résine. Les modes de déformation principaux lors du drapage du renfort sont la compression transverse et le cisaillement plan. Ce sont donc ceux-là qui ont été appliqués à plusieurs spécimens. Le calcul de la perméabilité a été réalisé avec le solveur GeoDict sur une géométrie réaliste obtenue par tomographie X. Les résultats des calculs ont montré à chaque fois une forte diminution de la perméabilité à mesure que la déformation augmente. Le volume des mesopores diminuant, le fluide a de moins en moins de place pour se propager jusqu'à être totalement bloqué. Cette étude a montré une forte sensibilité des résultats au traitement numérique apporté aux images tomographiques et à la prise en compte de la géométrie du moule.

Bibliographie

- ANS11 Ansar M, Xinwei W, Chouwei Z. Modeling strategies of 3D woven composites: a review. Compos Struct 2011;93(8):1947e63.
- AST14 ASTM C1557 :14 Standard Test Method for Tensile Strength and Young's Modulus of Fibers. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
- AUR04 Auriault J. L., Milieux Hétérogènes Homogénéisation 10ème édition, 2004
- BAD08a Badel P. Analyse mésoscopique du comportement mécanique des renforts tissés de composites utilisant la tomographie aux rayons X. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2008
- BAD08b Badel P., Vidal-Salle E., Maire E., Boisse P. Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale. Composites Science and Technology, vol. 68, n°12, 2008, p. 2433-2440
- BAD08c Badel P., Vidal-Sallé E., Boisse P., Large deformation analysis of fibrous materials using rate constitutive equations. Computers & Structures, vol. 86, 2008, p. 1164-1175
- BAR00 Baruchel J., Buffiere J., Maire E., Merle P., Peix G., X-Ray Tomography in material Science. Hermes Science, 2000
- BAY15 Bayraktar H., Ehrlich D., Scarlat G., McClain M., Timoshchuk N. and Redman C. Forming and Peformance Analysis of a 3D-Woven Composite Curved Beam Using Meso-Scale FEA, Albany Engineered Composites, Inc., Rochester, NH, 2015
- BEE83 Beetz C., Budd G. Strain modulation measurements of stiffening effects in carbon fibers. *Review of Scientific Instruments*, vol. 54, 1983, p. 1222-1226.
- BEN78 Bensoussan A, Lions J.L., Papanicolaou G. Asymptotic analysis for Periodic Structures, North Holland Publishing Company, Amsterdam 1978
- BER08 Berthereau A., Dallies E. Fibres de verre de renforcement. *Techniques de l'Ingénieur*, vol. AM5132, 2008.
- BIC97 Bickerton S., Simacek P., Guglielmi S. E., Advani S. G. Investigation of draping and its effects on the mold filling process during manufacturing of a compound curved composite part. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 28, n°9-10,1997,p.801-816.
- BOI04 Boisse P. Mise en forme des renforts fibreux de composites. *Techniques de l'Ingénieur*, vol. AM3734, 2004.
- BOI05 Boisse P., Zaouari B., Gasser A. A mesoscopic approach for the simulation of woven fibre composite forming. *Composites Science and Technology*, vol. 65, no 3-4, 2005, p. 429-436.
- BOI11 Boisse P., Hamila N., Vidal-Sallé E., Dumont F. Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses. *Composites Science and Technology*, vol. 71, no 5, 2011, p. 683 692.
- BOR02 Borouchaki H., Cherouat A. Une nouvelle approche géométrique pour le drapage des structures composites. *Revue des composites et des matériaux avancés*, vol. 12, 2002, p. 407-421.
- BOU07 Boubaker B. B., Haussy B., Ganghoffer J. F. Discrete models of woven structures. Macroscopic approach. *Composites Part B: Engineering*, vol. 38, 2007, p. 498-505.
- BOU15 Boussu F., Cristian I., Nauman S., General definition of 3D warp interlock fabric architecture, Composite Part B, vol. 81, pp 171-188, 2015.
- BOU93 Boutin C., Auriault J.L.Acoustics of newtonian fluid with large bubble concentration, Eur. J. of Mechanics, B/Fluids, 12, 3, pages 367-399, 1993.
- BRE03 Bréard J., Henzel Y., Trochu F., Gauvin R. Analysis of dynamic flows through porous media. Part I: Comparison between saturated and unsaturated flows in fibrous reinforcements. *Polymer Composites*, vol. 24, 2003, p. 391-408.
- BUE01 Buet-Gautier K., Boisse P. Experimental analysis and modeling of biaxial

- mechanical behavior of woven composite reinforcements. *Experimental Mechanics*, vol. 41, no 3, 2001, p. 260-269.
- BUE98 Buet-Gautier K. Analyse et simulation du comportement mécanique des renforts composites tissés. Thèse de doctorat, Université d'Orléans, 1998.
- CAL99 Callus PJ, Mouritz AP, Bannister MK, Leong KH. Tensile properties and failure mechanisms of 3D woven GRP composites. Compos Part A 1999
- CAO08 Cao J., Akkerman R., Boisse P., Chen J., Cheng H., de Graaf E., Gorczyca J., Harrison P., Hivet G., Launay J., Lee W., Liu L., Lomov S., Long A., de Luycker E., Morestin F., Padvoiskis J., Peng X., Sherwood J., Stoilova T., Tao X., Verpoest I., Willems A., Wiggers J., Yu T., Zhu B. Characterization of mechanical behavior of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, no 6, 2008, p. 1037–1053.
- CAR37 Carman, P.C.: Fluid Flow through Granular Beds, Transactions of the Institution of Chemical Engineers 15, 1937.
- CAR91 Carpenter N.J., Taylor R.L. and Katona M.G. Lagrange constraints for transient finite element surface contact, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 32:103-108, 1991
- CHA11a Charmetant A., Vidal-Sallé E. E., Boisse P. Hyperelastic modelling for mesoscopic analyses of composite reinforcements. *Composites Science and Technology*, vol. 71, no 14, 2011, p. 1623-1631.
- CHA11b Charmetant A. Approches hyperélastiques pour la modélisation du comportement mécanique de préformes tissées de composites. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2011.
- CHA12 Charmetant A., Orliac J., Vidal-Sallé E., Boisse P. Hyperelastic model for large deformation analyses of 3D interlock composite preforms. *Composites Science and Technology*, vol. 72, 2012, p. 1352-1360.
- CHE01 Cherouat A., Billoët J. L. Mechanical and numerical modelling of composite manufacturing processes deepdrawing and laying-up of thin pre-impregnated woven fabrics. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 118, no 1-3, 2001, p. 460-471.
- CHE12 Cheng L., Rief S., Wiegmann A., Predicting Fluid Flow with FlowDict, FlowDict Tutorial, March 2013
- CLE13 Clément A., Soize C. and Yvonnet J. Uncertainty quantification in computational stochastic multiscale analysis of nonlinear elastic materials. Comput. Meth. Appl. Mech. Eng., 254:64-82, 2013
- COS09 Cosserat E., Cosserat F. Théorie des corps déformables. Hermann, Paris, 1909
- COU08 Couégnat G. Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé, Thèse de Doctorat, Université Sciences et Technologies Bordeaux I, 2008
- COX96 Cox BN, Dadkhah MS, Morris WL. On the tensile failure of 3D woven composites. Compos Part A Appl Sci Manuf 1996;27:447e58.
- CRE06 Creech G., Pickett A. K. Meso-modelling of Non-Crimp Fabric composites for coupled drape and failure analysis. *Journal of Materials Science*, vol. 41, no 20, 2006, p. 6725-6736.
- CUR68 Curtis G., Milne J., ReynoldsW. Non-Hookean behaviour of strong carbon fibres. *Nature*, vol. 220, 1968, p. 1024-1025.
- DEC11 De Carvalho N., Pinho S., Robinson P. Reducing the domain in the mechanical analysis of periodic structures, with application to woven composites. Composites Science and Technology, vol. 71, 2011, p. 969-979.
- DES05 Desplentere F., Lomov S. V., Woerdeman D. L., Verpoest I., Wevers M., Bogdanovich A. Micro-CT characterization of variability in 3D textile architecture. *Composites Science and Technology*, vol. 65, no 13, 2005, p. 1920-1930.
- DRI10 Dridi S. Essais de caractérisation des structure tissées. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2010.
- DUM03 Dumont F. Contribution à l'expérimentation et à la modélisation du comportement mécanique de renforts de composites tissés. Thèse de doctorat, Université Paris 6, 2003.

- DUP08 Dupupet G. Fibres de carbone. *Techniques de l'Ingénieur*, vol. AM5134, 2008.
- DUR10 Durville D. Simulation of the mechanical behaviour of woven fabrics at the scale of fibers. *International Journal of Material Forming*, vol. 3, no S2, 2010, p. 1241-1251.
- FEY00 Feyel F. and Chaboche J.L. Fe² multiscale approach for modelling the elastoviscoplastic behaviour of long fibre sic/ti composite materials. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 183:309-330, 2000
- FEY03 Feyel F. A multilevel finite element method (fe²) to describe the response of highly non-linear structures using generalized continua. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 192:3233-3244, 2003.
- FIL13 Fillep S., Orlik J., Bare Z., Steinmann P., Homogenization in periodically heterogeneous elastic bodies with multiple micro contact, Journal of Mathematics and Mechanics of Solids, vol 19, issue 8, 2013
- FLO13 Florimond C. Contribution à la modélisation mécanique du comportement de mèches de renforts tissés à l'aide d'un schéma éléments finis implicite. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2013.
- GAS00 Gasser A., Boisse P., Hanklar S. Mechanical behaviour of dry fabric reinforcements. 3D simulations versus biaxial tests. *Computational Materials Science*, vol. 17, no 1, 2000, p. 7-20.
- GAT10 Gatouillat S. Approche mésoscopique pour la mise en forme des renforts tissés de composites. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2010.
- GAY97 Gay D. Matériaux composites, 4ème edition revue et augmentée, Hermes
- GEE01 Geers M. G. D., Kouznetsova V. G. and Brekelmans W. A. M., Gradient-enhanced computational homogenization for the micro-macro scale transition. Journal de Physique IV, 11(5):5154-5152,2001
- GEE03 Geers M. G. D., Kouznetsova V. G. and Brekelmans W. A. M., Multi-scale second-order computational homogenization of microstructures towards continua. International Journal for Multiscale Computational Engineering, 1(4):371-386,2003
- GH001 Ghosh S., Lee K. and Raghavan P. A multilevel computational model for multiscale damage analysis in composite and porous media. International Journal of Solids and Structures, 38:2335-2385, 2001
- GH007 Ghoreishi S., Cartaud P., Davies P., Messager T. Analytical modeling of synthetic fiber ropes subjected to axial loads. Part I: A new continuum model for multilayered fibrous structures. *Int. J. Solids Struct.*, vol. 44, 2007, p. 2924-2942
- GRO08 Grouve W.J.B., Akkerman R., Loendersloot R. and van den Berg S. Transverse permeability of woven fabrics, 2008
- GRU04 Grujicic M., Chittajallu K., Walsh S., Effect of shear, compaction and nesting on permeability of the orthogonal plain-weave fabric preforms. Mater. Chem. Phys., vol. 86, 2004, p. 358-369
- GUY91 Guyon E., Hulin J.-P., Petit L., Hydrodynamique Physique., Savoirs Actuels-Ed. du CNRS, 1991 ISBN 2-7296-0255-0
- HAG04 Hagège B. Simulation du comportement mécanique des milieu fibreux en grandes transformations: application aux renforts tricotés. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2004.
- HAM07 Hamila N. Simulation de la mise en forme des renforts composites mono et multi plis. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2007.
- HAM08 Hamila N., Boisse P., Simulations of textile composite reinforcement draping using a new semi-discrete three node finite element. Composites Part B: Engineering, vol. 39, n°6, 2008, p. 999-1010
- HAR04 Harrison P., Clifford M., Long A. Shear characterization of viscous woven textile composites: a comparison between picture frame and bias extension experiments. Comps. Sci. Technol., vol. 64, 2004, p. 1453-1465
- HER80 Herman G.T., Image Reconstruction from Projections: The Fundamentals of Computarized Tomography. Academic Press, New York, 1980
- HIL63 Hill R. Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles, J.

- Mech. Phys. Solids, 11, pages 357-372, 1963
- HIL84 R. Hill. On macroscopic effects of heterogeneity in elastoplastic media at finite strain. Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society, 95:481–494, 1984.
- HIV03 Hivet G. Modélisation mésoscopique pour le comportement bi-axial et la mise en forme des renforts de composites tissés. Thèse de doctorat, Université d'Orléans. 2003.
- HIV05 Hivet G., Boisse P. Consistent 3D geometrical model of fabric elementary cell. Application to a meshing preprocessor for 3D finite element analysis. *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 42, no 1, 2005, p. 25-49.
- HIV08 Hivet G., Boisse P. Consistent mesoscopic mechanical behaviour model for woven composite reinforcements in biaxial tension. Composites Part B: Engineering, vol. 39, no 2, 2008, p. 345-361.
- HSI09 Computed tomography: principles, design, artifacts, and recent advances. SPIE Press, 2009
- HU08 Hu J. 3D fibrous assemblies, properties applications and modelling of three dimensional textile structure, vol. 74. Woodhead publishing; 2008.
- HUE90 C. Huet. Application of variational concepts to size effects in elastic heterogeneous bodies. *J.Mech. Phys. Solids*, 38(6):813–841, 1990.
- HUE99 C. Huet. Coupled size and boundary-condition effects in viscoelastic heterogeneous and composite bodies. *Mechanics of Materials*, 31:787–829, 1999.
- HUG86 Hughes J. Strength and modulus of current carbon-fibers. *Carbon*, vol. 24, 1986, p. 551-556.
- IAR09 Iarve E. V., Mollenhauer D. H., Zhou E. G., Breitzman T., Whitney T. J. Independent mesh method-based prediction of local and volume average _elds in textile composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 40, 2009, p. 1880-1890.
- ISO96 ISO 11566 :1996 Carbon fibre determination of the tensile properties of single-filament specimens. ISO, 1996.
- JIA99 JiangW., Yao M., Walton J. A concise finite element model for simle straight wire rope strand. *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 41, 1999, p. 143-161.
- KAN13 Kant M., Penumadu D. Fracture behavior of individual carbon fibers in tension using nano-fabricated notches. *Composites Science and Technology*, vol. 89, 2013, p. 83-88.
- KAW37 Kawabata S., Niwa M., Kawai H., The finite deformation theory of the plain weave fabrics part I: the biaxial deformation theory. Journal of Textile Institute, 1973, vol 63, pp 21-46
- KEL77 Keller J.B. Effective behaviour of heterogeneous media, dans "Statistical Mechanics and Statistical Methods in Theory and Application", Ed U. Landman, Plenum New York, pages 631-644, 1977
- KHA10 Khan M., Mabrouki T., Vidal-Sallé E., Boisse P., Numerical and experimental analyses of woven composite reinforcement forming using a hypoelastic behaviour-application to the double dome benchmark. Journal of Materials Processing Teechnology, vol. 210, 2010, p. 378-388
- KOU01 Kouznetsova V. G., Brekelmans W. A. M., Baaijens F. P. T., An approach to micro-macro modelling of heterogeneous materials. Computational Mechanics, 27: 37-48,2001
- KOU02 Kouznetsova V. G., Geers M. G. D., Brekelmans W. A. M., Advanced constitutive modeling of heterogeneous materials with a gradient-enhanced computational homogenization scheme. International Journal of Numerical Methods in Enginering, 54:1235-1260,2002
- KOU04 Kouznetsova V.G., Geers M.G.D. and Brekelmans W.A.M. Multi-scale second order computational homogenization of multi-phase materials: a nested finite element solution strategy. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 193:5525-5550, 2004

- KRO86 Kröner E. "Statistical Modelling" in "Modelling Small Deformations of Polycrystals", Chap 8, J. Gittus, J. Zarka eds, Elsevier Appl Sci Publ., 1986, London.
- LAP11 Lapeyronnie P., Le Grognec P., Binétruy C., Boussu F., Homogenization of the elastic behavior of a layer-to-layer angle-interlock composite, Composite Structures 93, 2795-2807, 2011
- LAT11 Latil P., Orgéas L., Geindreau C., Dumont P., du Roscoat S.R. Towards the 3D in situ characterisation of deformation micro-mechanisms within a compressed bundle of fibres. Composites Sciences and Technology, vol. 71, 2011, p. 480-488
- LOI08 Loix F., Badel P., Orgeas L., Geindreau C., Boisse P., Bloch J-F, Mesoscale simulation of the flow of non-newtonian fluids through sheared textile reinforcements, 2008
- LOM00 Lomov S. V., Gusakov A. V., Huysmans G., Prodromou A., Verpoest I. Textile geometry preprocessor for meso-mechanical models of woven composites. Composites Science and Technology, vol. 60, no 11, 2000, p. 2083-2095.
- LOM01 Lomov S., Huysmans G., Luo Y., Parnas R., Prodromou A., Verpoest I., Phelan F., « Textile composites : modelling strategies », Composites Part A, vol. 32, p. 1379-1394, 2001.
- LOM02 Lomov S., Verpoest I., « Modelling of the internal structure and deformability of textile reinforcements: WiseTex software », Proc. of 10th European Conf. Composite Materials (ECCM-10), Brugge, Belgium, June, p. 3-7, 2002.
- LOM06 Lomov S. V., Verpoest I. Model of shear of woven fabric and parametric description of shear resistance of glass woven reinforcements. Composites Science and Technology, vol. 66, no 7-8, 2006, p. 919-933.
- LOM07 Lomov S. V., Ivanov D. S., Verpoest I., Zako M., Kurashiki T., Nakai H., Hirosawa S. Meso-FE modelling of textile composites: Road map, data _ow and algorithms. Composites Science and Technology, vol. 67, no 9, 2007, p. 1870-1891.
- LUY09a De Luycker E., Morestin F., Boisse P., Marsal D., Simulation of 3D interlock composite preforming. Composite Structures, vol. 88, n°4, 2009, p. 615-623
- LUY09b De Luycker E., Simulation et experimentation en mise en forme de renforts composites 3D interlocks. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2009
- MAT04 Matsui K., Terada K. and Yuge K. Two-scale finite element analysis of heterogeneous solids with periodic microstructures. Computers and Structures, 82:593-606, 2004
- MAT15 Mathieu S., Modélisation du comportement mécanique lors du procédé de mise en forme et pyrolyse des interlocks CMC, 2015
- MCG97 McGuinness G., Braidaigh C.O. Development of rheological models for forming flows and picture-frame shear testing of fabric reinforced thermoplastic sheets. J. Non-Newtonian Fluid Mech., vol. 73, 1997, p. 1-28
- MEU14 L. Meunier, G. Chagnon, D. Favier and L. Orgeas Anisotropic large deformation of geometrically architecture unfilled silicone membranes, European Journal of Mechanicas A/Solids, 50: 87-99, 2014
- MIE02 Miehe C., Schotter J. and Lambrecht M. Homogenization of inelastic solid materials at finite strains based on incremental minimization principles. Application to the texture analysis of polycrystals. Journal of The Mechanics and Physics of Solids, 50:2123-2167, 2002.
- MIN65 Mindlin R. Second gradient of strain and surface-tension in linear elasticity. Int. J. Solids Struct., vol. 1, 1965, p. 417-438
- MAI14 Maire E., Withers P. Quantitative X-Ray tomography. International materials reviews, vol. 59, n°1, 2014, p. 1-43
- MAR56 Mark C., Taylor H.M., The fitting of woven cloth to surfaces. Journal of Textile Institute, vol. 47, 1956, p. 477-488
- NAO14 Naouar N., Vidal-Salle E., Schneinder J., Maire E., Boisse P. Meso-scale FE analysis of textile composite reinforcement deformation based on X-Ray computed tomography. Composite Structures, vol. 116, n°0, 2014, p. 165-176.
- NAO15 Naouar N., Vidal-Salle E., Schneider J., Maire E. and Boisse P. 3D composite

- reinforcement meso F.E. analyses based on X-ray computed tomography, vol. 132, p. 1094-1104, 2015
- NAW00 Nawrocki A., Labrosse M. A finite element model for simple straight wire rope strands. Computers and Structures, vol. 77, 2000, p. 345-359.
- NEM99 S. Nemat-Nasser. Averaging theorems in finite deformation plasticity. Mechanics of Materials, 31:493–523, 1999.
- NIS13 M. Nishi, T. Hirashima, Approach for dry textile composite forming simulation, Proceedings of the 19th International Conference on Composite Materials, 2013
- ORL12 Orliac J.-G. Analyse et simulation du comportement anisotrope lors de la mise en forme de renforts tissés interlock. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2012.
- OST98 M. Ostoja-Starzewski. Random field models of heterogeneous materials. *Int. J. Solids Structures*, 35(19):2429–2455, 1998.
- OST99 M. Ostoja-Starzewski. Scale effects in materials with random distributions of needles and cracks. *Mechanics of Materials*, 31:883–893, 1999
- PAR00 Parnas R.S. Liquid Composite Molding. Hanser Gardner Publications, 2000.
- PEC99 S. Pecullan, L. V. Gibiansky, and S. Torquato. Scale effects on the elastic behavior of periodic and hierarchical two-dimentional composites. *J. Mech. Phys. Solids*, 47:1509–1542, 1999
- PEN04 Peng X., Cao J., Chen J., Xue P., Lussier D., Liu L. Experimental and numerical analysis on normalization of picture frame tests for composite materials. *Composites Science and Technology*, vol. 64, no 1, 2004, p. 11–21, Elsevier.
- PEN05 Peng X. Q., Cao J., A continuum mechanics-based non-orthogonal constitutive model for woven composite fabrics. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 36, n°6, 2005, p. 859-874
- PIL02 Pillai K.M. Governing equations for unsaturated flow through woven fiber mats. Part 1. Isothermal flow. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 33(7), 1007-1019, July 2002.
- PIN78 Pinzelli R. Fibres aramides pour matériaux composites. *Techniques de l'Ingénieur*, 1978.
- POT08 Potluri P., Sagar T. Compaction modelling of textile preforms for composite structures. Composite Structures, vol. 86, 2008, p. 177-85
- POT12 Potter E., Pinho S., Robinson P., Iannucci L., McMillan A. Mesh generation and geometrical modelling of 3D woven composites with variable tow cross-sections. Computational Materials Science, vol. 51, no 1, 2012, p. 103-111.
- POT99 Potter K.D. The early history of the resin transfer moulding process for aerospace applications. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 30, n°5, 1999, p.619-621
- PRO97 Prodromou A. G., Chen J. On the relationship between shear angle and wrinkling of textile composite preforms. Composites Part A, vol. 28A, 1997, p. 491-503.
- REN90 Renard J. Modélisation de la dégradation d'une pièce composite par une simulation à deux échelles. La recherche aérospatiale, 1 : 57-66, 1990
- RUD97 Rudd C.D., Long A. Liquid Molding technologies. Woodhead Publishing Limited, 1997
- SAI13 El Said B., Green S. and Hallett S.R. Kinematic modelling of 3D woven fabric deformation for structural scale features, Composites: Part A, 57: 95-107, 2013
- SAI15 El Said B., Ivanov D., Long A.C. and Hallett S.R. Multi-scale modelling of strongly heterogeneous 3D composite structures using spatial Voronoi tessellation, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 88: 50-71, 2015
- SAN74 Sanchez-Palencia E. Comportement local et macroscopique d'un type de milieux physiques hétégrogènes, Int. J. Engng. Sc., 12, pages 331-351, 1974
- SAN80 Sanchez-Palencia E Non-Homogeneous Media and Vibration Theory, Lecture Notes in Physics, 127, Springer-Verlag Berlin, 1980
- SHA04 Sharma S. B., Sutcliffe M. P. F., A simplified finite element model for draping of woven material. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 35, 2004, p. 637-643

- SHE03 Sheng SZ, Hoa SV. Modelling of 3D angle interlock woven fabric composites. J Thermoplast Compos Mater 2003;16(1):45e59.
- SHE07 Sherburn M. Geometric and mechanical modelling of textiles. Thèse de doctorat, Université de Nottingham, 2007.

SHI96

- SMI98 Smit R.J.M., Brekelmans W.A.M. and Meijer H.E.H. Prediction of the mechanical behaviour of nonlinear heterogeneous systems by multi-level element modelling. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 155:181-192, 1998
- SPE72 Spencer A. Deformations of Fibre Reinforced Matrials.
- SRE06 Sreprateep K., Bohez E. Computer aided modeling of _ber assemblies. Computer Aided Design & Applications, vol. 3, 2006, p. 367-376.
- STO08 Stock S. Recent advances in X-Ray microtomography applied to materials. International Materials Reviews, vol. 53, n°3, 2008, p. 129-1881
- STO99 Stock S. X-Ray microtomography of materials. International Materials Reviews, vol. 44, n°4, 1999, p. 141-164
- SZE05 Sze K. Y., Liu X. H., A new skeletal model for fabric drapes. International Journal of Mechanics and Materials in Design, vol. 2, n° 3-4, 2005, p. 225-243
- TAK96 Takano N., Zako M. and Ohnishi Y. Macro-micro uncoupled homogenization procedure for microscopic nonlinear behaviour analysis of composites. Mater. Sci. Res. Int., 2(2):81-86, 1996
- TAV12 Tavana R., Shaikhzadeh Najar S., Tahaye Abadi M. and Sedighi M. Meso/macro-scale finite element model for forming process of woven fabric reinforcements, Journal of Composite Materials, 2012
- TEM07a Temizer I. and Wriggers P. An adaptive method for homogenization in orthotropic nonlinear elasticity. *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, 35-36:3409–3423, 2007.
- TEM07b Temizer I. and Zohdi T.I. A numerical method for homogenization in non-linear elasticity. *Comput. Mech.*, 40(2):281–298, 2007.
- TER00 K. Terada, M. Hori, T. Kyoya, and N. Kikuchi. Simulation of the multi-scale convergence in computational homogenization approaches. *International Journal of Solids and Structures*, 37(16):2285–2311, 2000.
- TER01 Terada K. and Kikuchi N. A class of general algorithms for multi-scale analysis of heterogeneous media. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 190:5427-5464, 2001
- TER95 Terada K. and Kikuchi N. Nonlinear homogenization method for practical applications, in S. Ghosh, M. Ostoja-Starzewski (Eds.), Computational Methods in Micromechanics. *Proceedings of the ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, AMD-Vol.212/MD-vol.62:1–6,
- THI07 Ten Thije R., Akkerman R., Huétink J., Large deformation simulation of anisotropic material using an updated Lagrangian finite element method. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, vol. 196, 2007, p. 3141-3150
- THI13 Thiery C. Tomographie à rayons X. *Techniques de l'Ingénieur*, 2013
- TON02 Tong L, Mouritz AP, Bannister MK. 3D fibre reinforced composite materials. London: Elsevier Applied Science; 2002.
- TRA11 A. B. Tran, J. Yvonnet, Q-C. He, C. Toulemonde, and J. Sanahuja. A simple computational homogenization method for structures made of heterogeneous linear viscoelastic materials. *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 200(45-46):2956–2970, 2011.
- TUC92 Tucker III C. L. and Dessenberger R. B. Flow and Rheology in Polymer Composites Manufacturing, chapter Governing Equations for Flow and Heat Transfer in Stationary Fiber Beds (Chapter 8). Elsevier Science Publisher, 1992.
- VAR95 Varna J., Joffe R., Berglund L. Effect of voids on failure mechanisms in RTMlaminates. *Composites Science and Technology*, vol. 53, 1995, p. 241-249.
- VAS08a Vassal J.P., Orgeas L., Favier D., Auriault J.L. Le Corre S., Upscaling the diffusion equations in particulate media made of highly conductive particles. I.

- Theoretical aspects, Physical review E77, 011302
- VAS08b Vassal J.P., Orgeas L., Favier D., Auriault J.L. Le Corre S., Upscaling the diffusion equations in particulate media made of highly conductive particles. I. Application to fibrous materials, Physical review E77, 011302
- VER05 Verpoest I., Lomov S. V. Virtual textile composites software Wisetex : integration with micro-mechanical and permeability and structural analysis. *Composites Science and Technology*, vol. 65, no 15-16, 2005, p. 2563-2574.
- WAN99 Wang J., Paton R., Page J. R., The draping of woven fabric preforms and prepregs for production of polymer composite components. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 30, n°6,1999,p. 757-765
- WEE91 Ween F.V.D., Algorithms for draping fabrics on doubly-curved surfaces. Int. J. Numer. Methods Eng., vol. 31, 1991, p. 1415-1426
- WHI99 Whitaker S. The Method of Volume Averaging, volume 13 of Theory and Applications of Transport in Porous Media; Kluwer Academic Publishers, 1999
- WIL08 Willem A., Lomov SV., Verpoest I, Vandepitter D., Optical strain fiels in shear and tensile of textile reinforcement. Composites sciences and Technology, 2008, vol68, pp 807-819
- YV009 J. Yvonnet, D. Gonzalez, and Q.-C. He. Numerically explicit potentials for the homogenization of nonlinear elastic heterogeneous materials. *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 198:2723–2737, 2009.
- YVO13 J. Yvonnet, E. monteiro, and Q.-C. He. Computational homogenization method and reduced database model for hyperelastic heterogeneous structures. *Int. J. Multiscale Comput. Eng.*, 11(3):201–225, 2013.
- ZHA13 Zhang Y., Sun F., Wang Y., Chen L., Pan N. Study on intra/inter-ply shear deformation of three dimensional woven preforms for composite materials. Mater. Des., vol. 49, 2013, p. 151-159
- ZHO04 Zhou G., Sun X., Wang Y. Multi-chain digital element analysis in textile mechanics. *Composites Science and Technology*, vol. 64, no 2, 2004, p. 239-244.



FOLIO ADMINISTRATIF

THESE DE L'UNIVERSITE DE LYON OPEREE AU SEIN DE L'INSA LYON

NOM: AZEHAF DATE de SOUTENANCE: 14.09.2017

Prénoms : Ismael

TITRE: MODELISATION DU COMPORTEMENT MECANIQUE ET DE LA PERMEABILITE DES RENFORTS TISSES

NATURE : Doctorat Numéro d'ordre : 2017LYSEI079

Ecole doctorale: MEGA

Spécialité : GENIE MECANIQUE

RESUME : La mise en forme des pièces composites par Resin Transfert Molding (RTM) nécessite de maîtriser, en autre, deux étapes clés : la déformation à sec du renfort et l'injection de la résine. Dans une démarche d'optimisation du procédé, la simulation numérique est un outil incontournable. Ces travaux de thèse s'inscrivent dans cette thématique avec deux contributions essentielles :

- -- Mésomécanique : les renforts textiles sont des milieux poreux périodiques. Ces caractéristiques incitent à les modéliser à l'échelle mésoscopique, où le modèle géométrique se réduit à une Cellule Elémentaire Représentative (CER). A cette échelle, le problème de référence à résoudre est fortement non linéaire : comportement non linéaire des mèches, grandes transformations et contact entre mèches. La résolution par une méthode élément fini se heurte à une problématique : la formation de surfaces de contact entre la CER et ses voisines. Une partie de la déformation provient de ce contact formé aux frontières de la période. Aucune solution robuste ne permet à l'heure actuelle de prendre en compte ce contact. Le premier objectif de cette thèse est d'apporter une solution à cette problématique.
- -- Étude de perméabilité : la qualité des pièces composite en fin de chaine de production dépend en partie du processus d'assemblage matrice/renfort. L'un des paramètres qui conditionne le bon déroulement de cet assemblage est la perméabilité du renfort. Expérimentalement, c'est une propriété très difficile à estimer. La simulation numérique est un moyen alternatif d'y accéder, avec la possibilité d'imposer des conditions aux limites parfaites au sens mathématique. De nombreuses études ont été réalisées dans le cas 2D. Le second objectif de cette thèse est de proposer en parti une méthode pour estimer par le calcul la perméabilité d'un renfort 3D.

MOTS-CLÉS: renforts tissés, composites, mésomécanique, perméabilité

Laboratoire (s) de recherche : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Solides

Directeur de thèse: Monsieur Philippe BOISSE

Président de jury : HIVET Gilles

Composition du jury : BOISSE Philippe, ORGEAS Laurent, HAMILA Nahiene, ROLLAND DU ROSCOAT Sabine, HIVET

Gilles, LEGRAND Xavie