



HAL
open science

Analyse structurelle des composites tissés prenant en compte le procédé de mise en forme

Abderrahmen Aridhi

► **To cite this version:**

Abderrahmen Aridhi. Analyse structurelle des composites tissés prenant en compte le procédé de mise en forme. Matériaux. Université de Lyon; École nationale d'ingénieurs de Tunis (Tunisie), 2019. Français. NNT : 2019LYSEI012 . tel-02187368

HAL Id: tel-02187368

<https://theses.hal.science/tel-02187368>

Submitted on 17 Jul 2019

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

N° d'ordre NNT : 2019LYSEI012

THÈSE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE LYON

préparée au sein de

l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

En cotutelle internationale avec

L'École Nationale d'Ingénieurs de Tunis

École Doctorale 162

Mécanique, Énergétique, Génie civil, Acoustique

Spécialité de doctorat

MÉCANIQUE – GÉNIE MÉCANIQUE – GÉNIE CIVIL

Soutenue publiquement le 06/03/2019, par :

Abderrahmen ARIDHI

Ingénieur en Mécanique

Analyse structurelle des composites tissés prenant en compte le procédé de mise en forme

Devant le jury composé de :

B. ZOUARI	Professeur des universités (ENI de Sfax)	Rapporteur
P. WANG	Maitre de conférences HDR (ENSAIT Roubais)	Rapporteur
C. RICHARD	Professeur des universités (EPU)	Examinatrice
M. ZARROUG	Ingénieur R&D (Groupe PSA)	Examineur
M. ARFAOUI	Maitre de conférences (ENI de Tunis)	Invité
N. NAOUAR	Maitre de conférences (INSA de Lyon)	Invité
T. MABROUKI	Professeur des universités (ENI de Tunis)	Directeur
P. BOISSE	Professeur des universités (INSA de Lyon)	Directeur

Département FEDORA – INSA Lyon - Ecoles Doctorales – Quinquennal 2016-2020

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	CHIMIE DE LYON http://www.edchimie-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bât. Blaise PASCAL, 3e étage secretariat@edchimie-lyon.fr INSA : R. GOURDON	M. Stéphane DANIELE Institut de recherches sur la catalyse et l'environnement de Lyon IRCELYON-UMR 5256 Équipe CDFA 2 Avenue Albert EINSTEIN 69 626 Villeurbanne CEDEX directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	ÉLECTRONIQUE, ÉLECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE http://edeea.ec-lyon.fr Sec. : M.C. HAVGOUDOUKIAN ecole-doctorale.eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI École Centrale de Lyon 36 Avenue Guy DE COLLONGUE 69 134 Écully Tél : 04.72.18.60.97 Fax 04.78.43.37.17 gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	ÉVOLUTION, ÉCOSYSTÈME, MICROBIOLOGIE, MODÉLISATION http://e2m2.universite-lyon.fr Sec. : Sylvie ROBERJOT Bât. Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 INSA : H. CHARLES secretariat.e2m2@univ-lyon1.fr	M. Philippe NORMAND UMR 5557 Lab. d'Ecologie Microbienne Université Claude Bernard Lyon 1 Bâtiment Mendel 43, boulevard du 11 Novembre 1918 69 622 Villeurbanne CEDEX philippe.normand@univ-lyon1.fr
EDISS	INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTÉ http://www.ediss-lyon.fr Sec. : Sylvie ROBERJOT Bât. Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 INSA : M. LAGARDE secretariat.ediss@univ-lyon1.fr	Mme Emmanuelle CANET-SOULAS INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 Avenue Jean CAPELLE INSA de Lyon 69 621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax : 04.72.68.49.16 emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr
INFOMATHS	INFORMATIQUE ET MATHÉMATIQUES http://edinfomaths.universite-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bât. Blaise PASCAL, 3e étage Tél : 04.72.43.80.46 infomaths@univ-lyon1.fr	M. Luca ZAMBONI Bât. Braconnier 43 Boulevard du 11 novembre 1918 69 622 Villeurbanne CEDEX Tél : 04.26.23.45.52 zamboni@maths.univ-lyon1.fr
Matériaux	MATÉRIAUX DE LYON http://ed34.universite-lyon.fr Sec. : Stéphanie CAUVIN Tél : 04.72.43.71.70 Bât. Direction ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIÈRE INSA de Lyon MATEIS - Bât. Saint-Exupéry 7 Avenue Jean CAPELLE 69 621 Villeurbanne CEDEX Tél : 04.72.43.71.70 Fax : 04.72.43.85.28 jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	MÉCANIQUE, ÉNERGÉTIQUE, GÉNIE CIVIL, ACOUSTIQUE http://edmega.universite-lyon.fr Sec. : Stéphanie CAUVIN Tél : 04.72.43.71.70 Bât. Direction mega@insa-lyon.fr	M. Jocelyn BONJOUR INSA de Lyon Laboratoire CETHIL Bâtiment Sadi-Carnot 9, rue de la Physique 69 621 Villeurbanne CEDEX jocelyn.bonjour@insa-lyon.fr
ScSo	ScSo* http://ed483.univ-lyon2.fr Sec. : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS INSA : J.Y. TOUSSAINT Tél : 04.78.69.72.76 viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr	M. Christian MONTES Université Lyon 2 86 Rue Pasteur 69 365 Lyon CEDEX 07 christian.montes@univ-lyon2.fr

Analyse structurelle des composites tissés prenant en compte le procédé de mise en forme

Durant le procédé de thermoestampage, le renfort tissé/préimprégné peut subir des grandes rotations de fibres dues aux fortes déformations de cisaillement dans le plan. Ces rotations sont importantes surtout dans les zones à géométries complexes telles que celles à double courbure. Par conséquent, la réorientation des fibres dans le nouveau renfort cisailé affecte significativement la résistance et la performance du produit final. L'objectif de ce travail de thèse est de développer un modèle de comportement qui tient compte des changements d'angle entre les réseaux de mèches (directions chaîne et trame).

Un modèle de comportement hypo élastique a été proposé afin de simuler la mise en forme des tissés secs. La simulation de la mise en forme permet de déterminer les réorientations finales entre les mèches par l'intermédiaire des angles de cisaillement. Ces derniers sont transférés dans un modèle élastique orthotrope élaboré pour effectuer une analyse structurelle d'un composite durci après sa mise en forme.

Le modèle orthotrope a été validé expérimentalement par un test de traction sur des éprouvettes durcies après un bias extension test. Finalement, pour démontrer la performance de ce modèle élastique orthotrope (avec la prise en compte de la réorientation des mèches), des analyses EF sur un hémisphère et un double dôme durcis ont été réalisés. Les résultats obtenus par le modèle orthotrope ont été comparés avec ceux issus d'un modèle sans la prise en compte de la réorientation des mèches.

MOTS CLÉS : Renfort textile, Hypoélasticité, Analyse par éléments finis, Mise en forme, Réorientation des fibres

Textile composite structural analysis taking into account the forming process

During the forming process, the woven fabric/prepreg can undergo large fiber rotations due to plane shear deformation. These rotations are mostly important in zones with complex geometries such as double curvature. Therefore, the fiber reorientations in the new sheared fabric affects significantly the strength and performance of final product. The aim of this thesis work is to develop a constitutive model that taking into account the angle's between the weft and warp yarns.

An hypoelastic model has been developed in order to simulate the forming of dry fabric. The forming simulation allows to determine the final reorientations between yarns through the shear angles. The later are transferred into an orthotropic elastic model, developed to perform a structural analysis of a cured composite after its forming.

The orthotropic model has been validated by a tensile test on cured specimens after a bias extension test. Finally, to demonstrate the performance of this orthotropic model (taking into account the reorientation of yarns), FE analysis on cured hemisphere and double dome have been performed. The results obtained by the orthotropic model have been compared with those obtained from a model without taking into account the reorientation of yarns.

KEYWORDS: Textile fabric, Hypoelasticity, Finite element analysis (FEA), Forming, Fiber reorientations

Table des matières

Table des matières	i
Table des figures	v
Liste des tableaux	xi
Notations	xiv
Introduction	1
1 Généralités sur les matériaux composites	5
1.1 Matériaux composites	7
1.1.1 Définition	7
1.1.2 Classification des matériaux composites	7
1.1.2.1 Classification suivant la nature de la matrice	7
1.1.2.1.a Les résines thermoplastiques	8
1.1.2.1.b Les résines thermodurcissables	8
1.1.2.2 Classification suivant la nature de fibres	8
1.2 Procédés de fabrication des matériaux composites	9
1.2.1 Fabrication des mèches	9
1.2.1.1 Élaboration des fibres de verre	9
1.2.1.2 Élaboration des fibres de carbone	10
1.2.1.3 Obtention des mèches	12
1.2.2 Fabrication des renforts	12
1.3 Fabrication des structures	14
1.3.1 Procédés par voie humide- tissu sec	16
1.3.1.0.1 L'infusion sous vide	16
1.3.1.0.2 Resin transfer moulding	16

1.3.2	Procédés par voie sèche- Pré imprégné	17
1.4	Comportement mécanique des renforts tissés	20
1.4.1	Comportement à l'échelle mésoscopique	20
1.4.1.1	Comportement de la mèche en tension	21
1.4.1.2	Comportement de la mèche en compaction transverse	21
1.4.1.3	Comportement de la mèche en cisaillement	22
1.4.2	Comportement à l'échelle macroscopique	23
1.4.2.1	Comportement en cisaillement	23
1.4.2.1.1	Essai de cadre	25
1.4.2.1.2	Bias Extension Test	25
1.4.2.2	Comportement en traction unidirectionnelle	26
1.4.2.3	Comportement en tension biaxiale	26
1.5	Modélisation et simulation de la mise en forme des composites tissés	28
1.5.1	Modélisation à l'échelle microscopique	29
1.5.2	Modélisation à l'échelle mésoscopique	30
1.5.3	Modélisation à l'échelle macroscopique	33
1.5.4	Approches géométriques	33
1.5.5	Approches mécaniques	34
1.5.5.1	Approches discrètes	34
1.5.5.2	Approches continues	34
1.5.5.3	Approches semi discrètes	36
1.6	Conclusion du chapitre 1	37
2	Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites	39
2.1	Introduction	40
2.2	Principaux défauts de mise en forme	40
2.2.1	Plissements	40
2.2.2	les porosités	42
2.2.3	Déplacement des fibres	44
2.2.4	Décohésions fibres-matrice et micro vides	49
2.2.5	Les contraintes/déformations résiduelles	51
2.2.6	Distribution non uniforme de la résine	52
2.3	Classification des défauts	53
2.4	Moyens de détection de défauts	55
2.4.1	Le contrôle visuel	55

2.4.2	Les ultrasons	56
2.4.3	Thermographie Infrarouge	57
2.4.4	shearographie	57
2.4.5	Radiographie	58
2.5	Conclusion du chapitre 2	59
3	Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé	61
3.1	Introduction	63
3.2	Les lois hypoélastiques	63
3.2.1	Définition	63
3.2.2	Objectivité des lois hypoélastiques	64
3.2.2.1	Indifférence matérielle et principe d'objectivité	64
3.2.2.2	Dérivée objective appliquée aux lois hypoélastiques	64
3.3	Hypoélasticité adaptée pour un milieu fibreux	66
3.4	Implémentation du modèle hypo-élastique dans le code ABAQUS/Explicit	70
3.4.1	Schéma d'intégration temporelle	70
3.4.1.1	Schémas implicites	71
3.4.1.2	Schéma explicite aux différences centrées	72
3.4.2	Algorithme de la routine VUMAT	73
3.4.3	Validation de l'implémentation numérique	75
3.4.3.1	Application numérique sur des tests élémentaires	75
3.4.3.1.a	Test de cisaillement	75
3.4.3.1.b	Test de traction suivi d'un cisaillement	77
3.4.3.1.c	Traction suivi d'une rotation rigide	79
3.4.3.2	Bias Extension Test (BET)	81
3.5	Simulation de mise en forme sur un hémisphère	86
3.5.1	Modèle CAO	86
3.5.2	Etude de sensibilité	87
3.5.2.1	Effet de la variation de la vitesse du poinçon	87
3.5.2.2	Effet de la variation de la force de serrage	88
3.5.2.3	Effet du coefficient de frottement	90
3.5.2.4	Effet de la variation de la rigidité de Cisaillement	92
3.6	Simulation de mise en forme d'un double dôme	92
3.7	Conclusion du chapitre 3	98

4	Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme	99
4.1	Introduction	100
4.2	Orientations locales des fibres-Transfert des données	100
4.2.1	Extraction des données du modèle de drapage	100
4.2.2	Importation des données au modèle pour l'analyse structurelle	101
4.2.3	Création des repères locaux	103
4.3	Modèle de comportement prenant en compte les réorientations des fibres	104
4.4	Calcul de structure sur un composite issu du thermo-estampage	108
4.4.1	Essai sur une géométrie élémentaire	108
4.4.2	Bias Extension Test	111
4.4.3	Cas d'un hémisphère durcie	115
4.4.4	Cas d'un double dôme durci	117
4.5	Conclusion du chapitre 4	121
	Conclusions et perspectives	123
	Annexes	125
	A Géométrie du double dôme	127
	Bibliographie	128

Table des figures

1	utilisation des composites dans les automobiles	2
1.1	Schématisation des constituants d'un matériau composite	7
1.2	Procédé de filage et d'assemblage des mèches en fibre de verre	10
1.3	Procédé de fabrication des fibres de carbone à partir d'un précurseur PAN	11
1.4	Schéma d'un métier à tisser	13
1.5	Les différents motifs de tissage 2D	13
1.6	Définition de l'embuvage d'un tissu	14
1.7	Une structure de renfort interlock 2.5D [NAO 15b]	14
1.8	Classification de procédés de fabrication selon les éléments de base	15
1.9	Critères de choix d'un procédé de mise en forme	15
1.10	Illustration du processus d'infusion sous vide	16
1.11	Illustration du processus RTM	17
1.12	Elaboration d'un préimprégné [BER 99]	18
1.13	Principales étapes du procédé de thermostampage [MAL 16]	19
1.14	Chaîne de thermostampage	20
1.15	Différentes échelles d'un renfort tissé	20
1.16	Comportement en tension de mèches de verre (a) et de carbone (b) [DUM 03b]	21
1.17	Vue en coupe (par tomographie X) du plan transverse de la mèche (a) tissu au repos (b) tissu sous tension équilibraxiale [BAD 08b]	22
1.18	Exemples de distorsion (a) et cisaillement longitudinal (b) de la mèche . .	23
1.19	Non glissement entre chaîne et trame	24
1.20	courbe de cisaillement et phénomènes mésoscopiques mis en jeu lors du cisaillement d'un taffetas de verre	24
1.21	Cinématique et dispositif expérimental de l'essai de cadre	25
1.22	Éprouvette de bias extension test : (a) Forme initiale (b) Forme déformée .	26
1.23	Traction uniaxiale sur un taffetas de verre : mécanismes et courbe expé- rimentale	27

Table des figures

1.24	Cinématique et dispositif expérimental de l'essai de traction biaxiale [BUE 98, BUE 01]	27
1.25	Réseau de courbes de traction biaxiale pour un taffetas de verre [BUE 98]	28
1.26	Modélisation à l'échelle microscopique d'un renfort	29
1.27	Modélisation analytique mésoscopique de Kawabata	30
1.28	problème d'interpénétration entre une chaîne et une trame	31
1.29	Génération d'un renfort 3D	32
1.30	Modélisation d'un interlock par traitement d'une microtomographie. . .	32
1.31	Drapage d'une pièce complexe avec l'algorithme du filet	33
1.32	Position d'un nœud O au sein de son voisinage (a) et ressorts modélisant les différentes rigidités du renfort (b-d)	34
1.33	Schématisation des éléments formulés et résultats de simulation de mises en formes obtenus pour le modèle semi discret 2D (a) et le modèle semi discret 3D (b)	38
2.1	mécanisme de déformation en cisaillement	41
2.2	Drapage sur un hémisphère, (a) géométrie initiale, (b) raideur de tension seule, (c) raideur en tension et cisaillement dans le plan,(d) traction - cisaillement plan + raideur en flexion, (e) membrane isotrope.[HAM 07] .	41
2.3	Porosités dans un matériau composite	42
2.4	Effet des porosités sur les propriétés mécaniques	43
2.5	Les vides [TAL 12]	44
2.6	Non glissement entre réseaux de chaîne et trame (à droite)[BUE 98] Cinématique de type treillis (à gauche)	45
2.7	Glissements entre les mèches observés expérimentalement par [GAT 13]	45
2.8	Effet de la pression de serrage sur l'apparition de plissement [OUA 13] .	46
2.9	Mécanisme de formations des ondulations hors/dans plan [LIG 13]	47
2.10	Schémas de scénarios de flambage périodiques symétrique (gauche)et antisymétrique (droite) [FEL 11]	48
2.11	Courbe de réponse en compression [FEL 11]	49
2.12	Microstructure d'un composite	49
2.13	Coupe d'un stratifié [0/90]s : fissure transverse perpendiculaire par rapport aux plis [LUB 02]	50
2.14	Coupe d'un stratifié au niveau de la zone interlaminaire : délaminage local en pointe de fissure transverse [LUB 02]	50
2.15	scénario d'évolution des défauts	51

2.16	les contraintes résiduelles lors de variation de température	52
2.17	déformations dues aux contraintes résiduelles induites par le procédé . .	53
2.18	Des zones riches en résine	53
2.19	Formation de l'accumulation de résine	54
2.20	Dispositif de contrôle par ultrasons	56
2.21	Dispositif de contrôle par thermographie infrarouge (a) Active (b) Passive	57
2.22	Principe de fonctionnement de la shearographie	58
2.23	Principe de fonctionnement de la radiographie	59
3.1	Cisaillement d'une maille élémentaire de taffetas	67
3.2	Orientations initiale et finale des mèches	67
3.3	Algorithme de l'implémentation de la VUMAT du modèle hypo-élastique	74
3.4	Cisaillement simple d'un cube unitaire	75
3.5	Cisaillement simple suivi d'une traction d'un cube unitaire	78
3.6	Traction suivi d'une rotation rigide d'un cube unitaire	82
3.7	Cinématique du Bias-Test	82
3.8	Distribution de de l'angle de cisaillement dans l'éprouvette	84
3.9	Force normalisée vs angle de cisaillement	85
3.10	Angle de cisaillement théorique et numérique dans une éprouvette de Bias Test	85
3.11	Géométrie (a) et modèle éléments finis (b) du dispositif d'emboutissage hémisphérique	86
3.12	Trajet où sont mesurés les angles de cisaillement	87
3.13	L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux vitesses du poin- çon	88
3.14	Évolution des angles de cisaillement sur la diagonale avec différentes valeurs de vitesses	89
3.15	L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux forces serrage (a) 100 N (b) 200 N	89
3.16	Configuration non-axisymétrique du serre flan	90
3.17	L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux forces serrage (configuration non axisymétrique)	90
3.18	L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux coefficients de frottement	91
3.19	Évolution des angles de cisaillement sur la diagonale avec différents co- efficients de frottement	91

Table des figures

3.20	Profils de l'avalement de l'embouti pour différentes valeurs de coefficients de frottement	92
3.21	Effet de module de cisaillement sur l'apparition des plissements	93
3.22	Modèle éléments finis pour la simulation de la mise en forme "double dome"	93
3.23	L'évolution de l'angle de cisaillement (a) renfort $0^\circ/90^\circ$ (b) renfort $\pm 45^\circ$	94
3.24	Positions des points de mesures de l'angle de cisaillement (a) renfort $0^\circ/90^\circ$ (b) renfort $\pm 45^\circ$	95
3.25	Comparaison de l'avalement après la mise en forme du double dôme (a) renfort $0^\circ/90^\circ$ (b) renfort $\pm 45^\circ$	95
3.26	Comparaison de l'angle de cisaillement en différents points lors de la mise en forme du double dôme $0^\circ/90^\circ$	97
3.27	Comparaison de l'angle de cisaillement en différents points lors de la mise en forme du double dôme renfort $\pm 45^\circ$	97
4.1	Chaine virtuelle entre la simulation de la mise en forme et l'analyse de structure	102
4.2	Construction d'un repère locale au centre d'un élément	104
4.3	(a) Volume élémentaire représentatif d'un renfort tissé (b) Analogie stratifié d'une couche de composite tissé	105
4.4	Base bissectrice-Bases liées aux fibres	105
4.5	Base bissectrice-Bases liées aux fibres	108
4.6	Test de cisaillement	109
4.7	Distribution de l'angle de cisaillement	110
4.8	Construction des repères locaux et des orientations matérielles	110
4.9	Test de traction sur un renfort cisailé	111
4.10	Etat de contrainte	112
4.11	Construction des repères locaux et de bases bissectrices sur l'éprouvette déformée de bias extension test	113
4.12	Présence des défauts après le bias extension test	114
4.13	Force vs déplacement	114
4.14	Conditions aux limites du test de traction sur l'hémisphérique déformée	115
4.15	Comparaison de l'état de la contrainte (MPa) entre un calcul : Avec la prise en compte de la réorientation des fibres- Sans la prise en compte de la réorientation des fibres	116

4.16	Force versus déplacement : Modèle avec prise en compte de la réorientation des fibres- Modèle pour un renfort orthogonal	117
4.17	Conditions aux limites du test de traction sur le double dôme durci . . .	118
4.18	Force vs déplacement	118
4.19	Comparaison de l'état de la contrainte (MPa) entre un calcul : Avec la prise en compte de la réorientation des fibres- Sans la prise en compte de la réorientation des fibres	120

Liste des tableaux

1.1	Compositions massiques principales des fibres de verre	9
3.1	Différentes dérivées objectives	65
3.2	Schémas implicites classiques dérivés du schéma de Newmark	71
3.3	Coordonnées des points de mesure de l'angle de cisaillement sur un renfort $0^\circ/90^\circ$	96
3.4	Coordonnées des points de mesure de l'angle de cisaillement sur un renfort $\pm 45^\circ$	96

Notations

k	Coefficient de la traction biaxiale
ε_{obs}	Déformation dans la direction de la mèche observée
ε_{orth}	Déformation dans la direction orthogonal
$\underline{\underline{C}}$	Tenseur de Cauchy-Green
I_1, I_2, I_{12}	Les invariants
$\underline{\eta}$	Déplacement virtuel
N_{cell}	Nombre des cellules tissées
L_1, L_2	Longueurs des cellules tissées dans le direction de la chaine et de la trame
$\varepsilon_{11}(\underline{\eta}),$ $\varepsilon_{11}(\underline{\eta})$	Déformations virtuelles dans les directions principales
$\gamma(\underline{\eta})$	Angle virtuel entre la chaine et la trame
$\chi_{11}(\underline{\eta}), \chi_{22}(\underline{\eta})$	Courbures virtuelles des mèches de la chaine et de la trame
T^{11}, T^{22}	Tensions dans la cellule élémentaire dans la direction chaine et trame
M^{11}, M^{22}	Moments de flexion selon les directions de la chaine et de la trame
M^s	Moment de cisaillement
$\underline{\underline{\sigma}}^\nabla$	Dérivée objective du tenseur de contrainte de Cauchy
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tenseur de contrainte de Cauchy
$\underline{\underline{D}}$	Tenseur des taux de déformation
$\underline{\underline{\dot{\sigma}}}$	Dérivée Temporelle du tenseur de contrainte de Cauchy
C_0	Configuration de référence
$\underline{\underline{E}}$	Tenseur de déformation de Green-Lagrange
$\underline{\underline{S}}$	Second tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff
$\underline{\underline{Q}}$	Tenseur de la rotation d'un repère fixe \tilde{A} un repère tourné

$\underline{f}_1, \underline{f}_2$	Vecteurs actuels des fibres
$\underline{f}_1^0, \underline{f}_2^0$	Vecteurs initiaux des fibres
$\underline{e}_1, \underline{e}_2$	Vecteurs actuels de la base de Green Nagdhi
$\underline{e}_1^0, \underline{e}_2^0$	Vecteurs initiaux de la base de Green Nagdhi
θ_1, θ_2	Angles entre les vecteurs de la base GN et les vecteurs de fibres
$[d\sigma]_{f_i}$	Incrément de contraintes dans la direction i
$[C_i]_{f_i}$	Matrice de rigidité dans la direction i des fibres
$[d\varepsilon]_{f_i}$	Incrément de déformations dans la direction i
$[M]$	Matrice de masse
$[C]$	Matrice d'amortissement
f_{ext}, f_{int}	Vecteurs des efforts internes et externes aux nœuds
Δt	Pas du temps
Δt_{crit}	Pas du temps critique
\underline{U}	Tenseur de dilatation droit
E_1	Module de Young dans la direction chaîne
E_2	Module de Young dans la direction trame
G_{12}	Module de cisaillement
E_m	Module de Young de la résine
ν_m	Coefficient de Poisson de la résine
γ	Angle de cisaillement
u	Déplacement dans les nœuds
\dot{u}	Vitesse dans les nœuds
\ddot{u}	Accélération dans les nœuds
$[T]_i$	Matrice de passage entre la base de Green Nagdhi et la base liée \tilde{A} la direction i de fibres
θ	Angle entre la chaîne et la trame
θ_i	Angle entre le vecteur e_i et f_i
$\ \cdot\ $	Norme
λ^e, μ^e	Coefficients de Lamé
L^e	Longueur caractéristique d'un élément
ρ	Densité du matériau

\otimes	Produit tensoriel
\times	Produit vectoriel
B_e	Base de Green Naghdi
B_{f_1}	Base orthogonale contenant le premier vecteur des fibres
B_{f_2}	Base orthogonale contenant le deuxième vecteur des fibres
$\underline{\underline{\Omega}}$	Tenseur taux de rotations
$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla J}$	Dérivée de Jaumann du tenseur de Cauchy
$\underline{\underline{\tau}}^{\nabla J}$	Dérivée de Jaumann du tenseur de Kirchhoff
$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla \tau}$	Dérivée de Truesdell du tenseur de Cauchy
$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla GN}$	Dérivée de Green Naghdi du tenseur de Cauchy
$\underline{\underline{R}}$	Tenseur de la rotation polaire
$\underline{\underline{F}}$	Tenseur gradient de la transformation
W_{int}	Travail virtuel des efforts internes
W_{int}^{tens}	Travail virtuel des efforts de tension
W_{int}^{cis}	Travail virtuel des efforts de cisaillement
W_{int}^{flex}	Travail virtuel des efforts de flexion
W	Energie de déformation
$\overline{W}_1, \overline{W}_2$	Energie de déformation dans les directions 1 et 2
\overline{W}_s	Energie de déformation en cisaillement
d	Déplacement imposé par la machine de traction
$\underline{\underline{C}}$	Tenseur consécutif de comportement
$\frac{d}{dt}$	Dérivée temporelle

Introduction

Depuis quelques années, les constructeurs automobiles sont soumis sous deux contraintes. La première concerne la diminution de l'émission polluante par l'allègement de masse de voiture et la deuxième contrainte concerne l'amélioration de cadence de fabrication et des caractéristiques mécaniques de la pièce fabriquée. Dans cette optique, l'utilisation des composites tissés à fibres de verre continues et à matrice thermoplastique, mis en forme par thermo-estampage, constituent aujourd'hui le meilleur compromis en termes de performances mécaniques, coût et cadence de fabrication. En effet, les composites tissés possèdent une bonne formabilité qui permet la fabrication de pièces à géométrie complexe (non développable) par drapage. En outre, les matrices thermoplastiques sont potentiellement recyclables et elles ont la capacité d'être mis en forme plusieurs fois par chauffages et refroidissements successifs.

Au cours des dernières années, les composites thermoplastiques thermoformés représentent le bon remplaçant pour les matériaux métalliques dans l'industrie automobile grâce à leur résistance exceptionnelle à la fatigue et au choc, leurs caractéristiques mécaniques, ainsi que leur faible masse comparativement aux métaux. A titre d'illustrations, citons des équipements tels que la planche de bord, la face avant technique et les panneaux de portes développés dans la perspective de substitution métal/composite (Figure 1). Ces équipements ont été développés pour répondre aux exigences d'allègement des véhicules, tout en améliorant la tenue en service des structures.

Les propriétés finales des matériaux composites dépendent de la nature des fibres et de la matrice ainsi que du procédé d'œuvre adopté. Aujourd'hui, malgré l'utilisation des composites tissés dans plusieurs domaines comme l'aéronautique, automobile, leurs utilisations restent encore limités à cause du manque de l'automatisation de certains procédés permettant leurs mise en forme. Pour cela la maîtrise de ces procédés est primordiale pour prévenir les caractéristiques mécaniques de la pièce finale. La plupart des opérations de mise en forme de composites à fibres continues comportent une phase de formage du renfort sec ou d'un préimprégné (avec une résine non durcie). Cette phase de mise en forme change les positions et les réorientations finales des fibre dans le renfort.

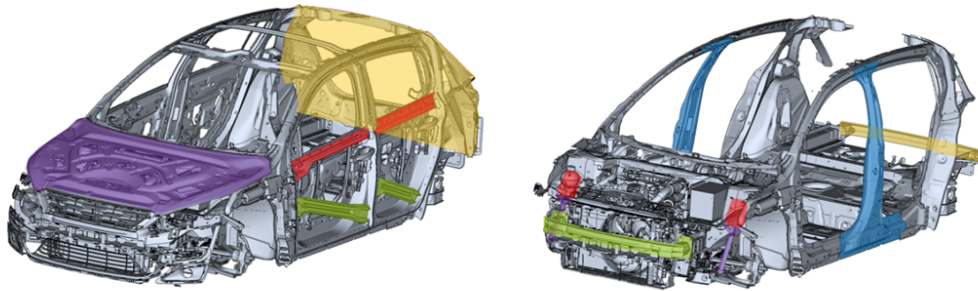


FIGURE 1 – utilisation des composites dans les automobiles

Les renforts tissés sont caractérisés par une rigidité de cisaillement dans le plan très faible par rapport aux rigidités importantes en tension. Ce grand écart entre les rigidités facilite sa formabilité dans des géométries complexes, y compris des géométries à double courbure (forme non développable). Durant la mise en forme, l'orientation initiale des fibres est modifiée de façon significative. Dans cette optique, la simulation de la mise en forme présente un outil efficace pour prévoir les orientations finales de fibres à la fin de la mise en forme. En conséquence, il apparaît primordial de développer un modèle de comportement du renfort tissé qui tient compte des mécanismes de déformation du renfort, ainsi que des non linéarités géométrique et matérielle.

Généralement, les propriétés mécaniques d'une structure composite dépendent de l'orientation des fibres. Par exemple, dans le cas d'une plaque unidirectionnelle, les propriétés mécaniques ont de bonnes résistances mécaniques dans la direction des fibres mais moins bonnes dans les autres directions. Pour cela, la connaissance de l'orientation initiale des fibres est très importante dans une analyse structurelle du composite. Dans le cas d'un composite thermoformé durci, le renfort est caractérisé, entre autres, par un état cisailé qui doit être considéré dans la définition du comportement de composite durci afin d'obtenir une prédiction fiable des résultats.

Ainsi, les objectifs principaux de ce travail de thèse sont résumés comme suit :

1. élaborer un modèle de comportement permettant la simulation de la mise en forme d'un renfort sec,
2. étudier l'effet de l'opération de préformage du renfort sur le comportement final du composite dans son état durci. A ce niveau des calculs structurels sont à prévoir en prenant en compte la présence de quelques défauts de mise en forme (par exemple, la réorientation des fibres au cours de leur préformage).

Ce document s'articule autour de quatre chapitres. Le premier chapitre introduit des

généralités sur les matériaux composites et leurs procédés de fabrication. Dans ce chapitre le comportement du renfort lors de sa mise en forme à différentes échelles sera présenté. Un état de l'art sur la simulation de la mise en forme des renforts tissés à différentes échelles sera également présenté.

Le deuxième chapitre est dédié à l'analyse des principaux défauts de thermo estampage et leurs effets induits sur les propriétés mécaniques de la pièce composite. Une classification selon des critères spéciaux de ces défauts de fabrication sera développée.

Le troisième chapitre est consacré à la présentation du modèle hypoélastique que nous avons exploité pour modéliser le comportement d'un renfort tissé lors de sa mise en forme. L'implémentation du modèle dans le code de calcul par éléments finis est également détaillé dans ce chapitre. Une étude bibliographique sur les schémas d'intégrations (implicite et explicite) est présentée. Les résultats issus de l'emboutissage sur une forme hémisphérique et une autre en géométrie de double dôme sont discutés. Par la suite tous les résultats fournis par les différentes simulations sont confrontés à ceux publiés dans la littérature.

Le quatrième chapitre est consacré pour l'élaboration d'un modèle de comportement élastique qui considère la réorientation des fibres obtenus suite à une mise en forme. Dans ce chapitre, le transfert des résultats de la mise en forme vers une analyse structurelle est proposé. Des essais expérimentaux de validation seront présentés. En effet, les résultats des tests de tractions sur des éprouvettes durcies après un bias extensions test seront présentés et comparés avec les résultats numériques. Des analyses EF ont effectuées sur deux structures à géométries complexes (double dôme et hémisphère durcis)seront présentés afin de montrer l'importance de tenir en compte des changements d'angles dus à la mise en forme.

Enfin, les conclusions de ce travail de thèse et les différentes perspectives et développements qui peuvent être envisagés seront exposés.

Chapitre 1

Généralités sur les matériaux composites

Sommaire

1.1 Matériaux composites	7
1.1.1 Définition	7
1.1.2 Classification des matériaux composites	7
1.1.2.1 Classification suivant la nature de la matrice	7
1.1.2.2 Classification suivant la nature de fibres	8
1.2 Procédés de fabrication des matériaux composites	9
1.2.1 Fabrication des mèches	9
1.2.1.1 Élaboration des fibres de verre	9
1.2.1.2 Élaboration des fibres de carbone	10
1.2.1.3 Obtention des mèches	12
1.2.2 Fabrication des renforts	12
1.3 Fabrication des structures	14
1.3.1 Procédés par voie humide- tissu sec	16
1.3.2 Procédés par voie sèche- Pré imprégné	17
1.4 Comportement mécanique des renforts tissés	20
1.4.1 Comportement à l'échelle mésoscopique	20
1.4.1.1 Comportement de la mèche en tension	21
1.4.1.2 Comportement de la mèche en compaction transverse	21
1.4.1.3 Comportement de la mèche en cisaillement	22
1.4.2 Comportement à l'échelle macroscopique	23
1.4.2.1 Comportement en cisaillement	23
1.4.2.2 Comportement en traction unidirectionnelle	26
1.4.2.3 Comportement en tension biaxiale	26
1.5 Modélisation et simulation de la mise en forme des composites tissés	28

1.5.1	Modélisation à l'échelle microscopique	29
1.5.2	Modélisation à l'échelle mésoscopique	30
1.5.3	Modélisation à l'échelle macroscopique	33
1.5.4	Approches géométriques	33
1.5.5	Approches mécaniques	34
1.5.5.1	Approches discrètes	34
1.5.5.2	Approches continues	34
1.5.5.3	Approches semi discrètes	36
1.6	Conclusion du chapitre 1	37

1.1 Matériaux composites

1.1.1 Définition

Un matériau composite résulte de l'association d'au moins deux constituants non miscibles dans le but d'obtenir un matériau affichant des performances globales améliorées, vis-à-vis d'un besoin spécifique, par rapport à ses constituants de base. Cette définition très large inclue un grand nombre de matériaux naturels utilisés depuis des siècles, parmi lesquels le bois, l'os, le torchis, etc. En général, le matériau composite est constitué de deux phases : une phase discontinue répartie dans une phase continue (Figure 1.1). La phase discontinue, appelée « renfort », est la partie la plus raide caractérisée par des propriétés mécaniques souvent élevées. La phase continue, appelée « matrice », sert à lier les renforts entre eux, transférer les charges mécaniques ou encore protéger les renforts du milieu extérieur.

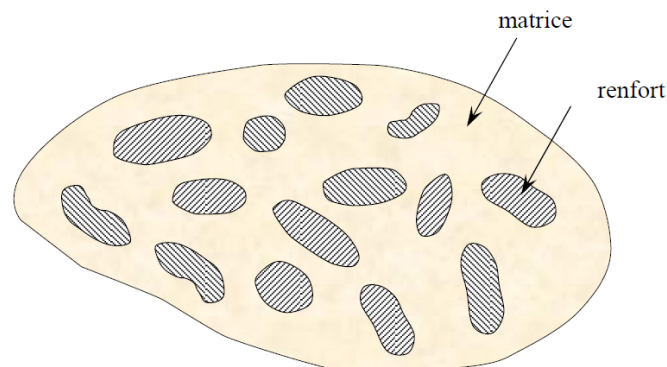


FIGURE 1.1 – Schématisation des constituants d'un matériau composite

1.1.2 Classification des matériaux composites

Les matériaux composites peuvent être classés suivant plusieurs critères, notamment suivant la nature de la matrice (organique, métallique, céramique ou leurs combinaisons), la nature du renfort (particules, fibres courtes, fibres longues), les domaines d'application et suivant les procédés de fabrication.

1.1.2.1 Classification suivant la nature de la matrice

Il existe 3 différentes matrices qui sont utilisées aujourd'hui :

1. Généralités sur les matériaux composites

- les composites à matrice métallique ;
- les composites à matrice céramique qui sont utilisés dans des applications aux conditions extrêmes (haute température).
- Les composites à matrice organique qui constituent aujourd’hui la très grande majorité des composites industriels

Nous ne nous intéressons qu’à la troisième de ces trois grandes catégories, celle des composites à matrice organique. Dans ce cas, il existe deux grandes familles de polymères :

1.1.2.1.a Les résines thermoplastiques

Comme les polypropylènes, les polystyrènes ou les polyamides. Les résines thermoplastiques : sont composées de chaînes linéaires ou unidimensionnelles et de chaînes bidimensionnelles. A la température ambiante, les thermoplastiques se trouvent à l’état solide (granulés, plaques, etc.). La mise en œuvre de ces résines se fait sous l’action de chaleur. Elles ont l’avantage de pouvoir être mises en forme plusieurs fois tout en étant recyclables.

1.1.2.1.b Les résines thermodurcissables

A la température ambiante, les résines thermodurcissables se trouvent sous une forme visqueuse. Les thermodurcissables ne peuvent être mises en œuvre qu’une seule fois. Néanmoins, elles présentent des propriétés mécaniques et surtout thermiques plus élevées. Parmi ces résines, on peut citer les polyesters, les vinylesters, les phénoplastes, les polyamides, les résines époxydes, etc.

1.1.2.2 Classification suivant la nature de fibres

Différents renforts peuvent être employés avec les matrices polymères. Ces renforts peuvent être classés selon leur composition, leur forme ou leur disposition. Il existe un très grand nombre de fibres pouvant être mises en œuvre. Elles peuvent être d’origines minérales ou organiques :

- Les renforts particuliers
- Les renforts à fibres discontinues
- Les renforts à fibres continues

1.2 Procédés de fabrication des matériaux composites

Les renforts sont constitués de fibres (ou filaments) qui sont assemblés (par paquets de plusieurs milliers) pour former des mèches. Ces dernières sont ensuite combinées selon des procédés traditionnels ou plus innovants pour former la structure finale. Dans cette section les différentes étapes du processus de fabrication d'une structure composite seront présentées.

1.2.1 Fabrication des mèches

1.2.1.1 Élaboration des fibres de verre

Selon l'usage qui sera fait de la fibre, plusieurs types de compositions peuvent être utilisés comme matière première. Parmi les différentes compositions classiques du verre, les plus couramment utilisées pour former ces fibres sont décrites dans le TAB.1.1. Les composantes principales sont le Silice (SiO_2) qui agit comme agent vitrifiant, l'oxyde de sodium (CaO) qui permet d'abaisser la température de fusion et l'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) qui améliore les propriétés mécaniques du matériau.

La composition standard d'une fibre est celle de type E à usage général, et correspond à

Composant	Type			Composant	Type		
	E	C	A		E	C	A
SiO_2	52-62	64	72	Fe_2O_3	0.05-0.8	-	-
Al_2O_3	12-16	4	0.3	TiO_2	0-1.5	-	-
CaO	16-25	8	10	R_2O	0-2	-	-
MgO	0-5	3	2.8	F_2	0-1	-	-
Na_2O	-	14	14.2	K_2O	-	1	-

Tableau 1.1 – Compositions massiques principales des fibres de verre (%) [BER 08]

celle utilisée pour les fibres des renforts étudiés dans ce travail. La composition de type E représente plus du 95% du marché mondial des fibres de verre pour des applications de renforts classiques et de résines thermoplastiques ou thermodurcissables [BER 08]. La composition de type C est généralement utilisée dans des applications nécessitant une bonne résistance à la corrosion, typiquement pour les fibres d'isolation. Enfin, l'intérêt de la composition de type A réside principalement dans son bas coût de fabrication et est utilisée pour le verre plat et le verre de bouteille.

La composition choisie est chauffée à environ 1500°C, puis filée à grande vitesse pour former les fibres. Ce procédé permet d'obtenir des mèches silionnes (appelées également stratifils ou rovings) composées de fibres continues (par opposition aux mèches verrannes composées de fibres longues). Ces fibres ont un diamètre nominal généralement compris entre 5 et 24 microns. La FIG.1.2 illustre le procédé de fabrication des fibres par filage.

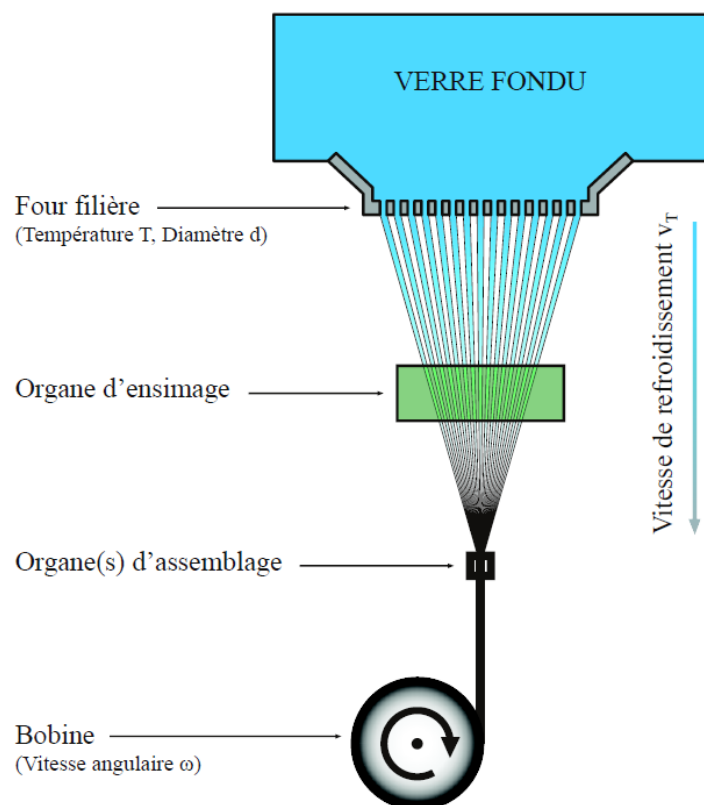


FIGURE 1.2 – Procédé de filage et d'assemblage des mèches en fibre de verre [CHA 11b]

1.2.1.2 Élaboration des fibres de carbone

Les fibres de carbone peuvent être obtenues principalement de deux manières : à partir de fibres de polyacrylonitrile (dit PAN-based), la voie la plus courante, ou à partir de fibres de brai produites par filage de résidus de houille ou de pétrole (dit pitch-based). Dans le premier cas, les fibres de carbone sont créées par la conversion d'un précurseur en polyacrylonitrile. Les filaments sont d'abord filés à partir du précurseur élevé à sa température d'oxydation, puis maintenus en tension. Enfin, ces fibres sont carbonisées dans une atmosphère d'azote à environ 1200°C. Les éléments non carbonés se vola-

tilisent, laissant principalement le carbone. Les fibres obtenues après cette étape sont dites de haute résistance (HR). Une étape supplémentaire de graphitisation à 2500°C permet de parfaire la structure et d'obtenir des fibres dites haut module (HM). Des variations pendant l'étape de graphitisation mènent à différentes gammes de fibres. Pour le cas des fibres de brai, les filaments sont cuits après filage à 600°C puis carbonisés dans une atmosphère d'azote à 2500°C afin de les enrichir en carbone. Les fibres obtenues affichent un très bon taux de carbone. Cependant, la difficulté d'élimination des impuretés dans le brai d'origine leur confère une rigidité en traction plus faible. La dernière étape avant l'obtention de fibres utilisables est l'ensimage. Cette opération consiste à traiter la surface des fibres et joue un rôle prépondérant dans leur durée de vie. Sa fonction principale est d'obtenir une bonne compatibilité et une meilleure cohésion entre fibres et matrice afin d'optimiser les caractéristiques mécaniques de la pièce finale. Sa composition peut varier fortement d'un fabricant à un autre et selon le couple fibre/matrice en jeu [BER 08]. La figure 1.3 rappelle les différentes étapes du procédé de fabrication des mèches de carbone ex-PAN.

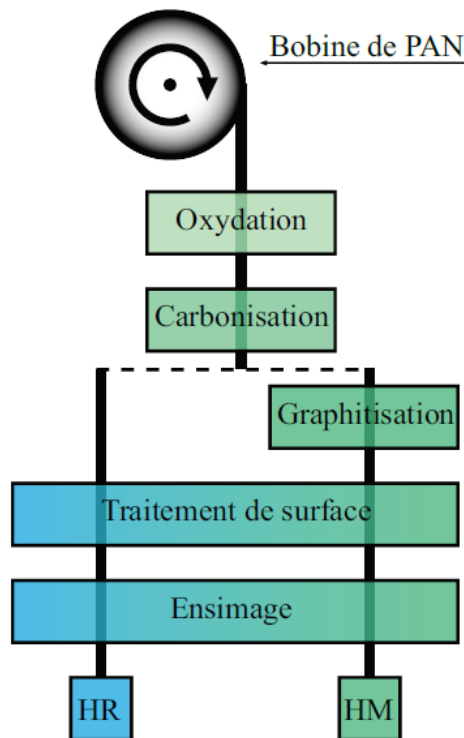


FIGURE 1.3 – Procédé de fabrication des fibres de carbone à partir d'un précurseur PAN [DUP 08]

1.2.1.3 Obtention des mèches

Les fibres obtenues peuvent subir des traitements ou des transformations afin de leur conférer de nouvelles propriétés. Dans notre cas d'étude, elles sont assemblées pour former des mèches, avec des traitements supplémentaires possibles :

- Le moulinage ou le retordage permet d'apporter une torsion aux fils continus pour, dans certains cas, améliorer leurs caractéristiques mécaniques et diminuer leur section et/ou assembler par torsion plusieurs fibres ;
- La texturation confère aux fils continus des propriétés de gonflant et d'élasticité modifiant ainsi l'aspect et le confort des étoffes ;
- Le guipage consiste à recouvrir un fil d'âme par enroulement hélicoïdal avec un ou plusieurs fils simples appelés fils de couverture. Cette technique est utilisée principalement avec les fils élastiques dans le cas des applications traditionnelles (par exemple, bas et collant). Elle permet également de protéger certains fils fragiles comme le carbone ou les fibres céramiques au cours de leur transformation de fils en surfaces textiles (tissage, tressage...).

Une fois assemblées, chaque mèche de fibres de verre comportent entre 1000 (1k) à 12000 (12k) fibres. Les grandeurs caractéristiques généralement utilisées pour décrire une mèche sont les suivantes : matériau, type d'assemblage, nombre de fibres, diamètre des fibres, masse linéique (en *tex*, $1 \text{ tex} = 1 \text{ g.km}^{-1}$), rigidité et résistance en tension. En ce qui concerne les caractéristiques mécaniques directement mesurables sur les fibres, leur module d'élasticité en traction est de l'ordre de 72 à 73 GPa.

1.2.2 Fabrication des renforts

Les mèches de fibres (verre ou carbone) sont assemblés par un procédé de tissage pour construire des renforts. Différents renforts tissés sont distingués selon leurs formes de motif de tissage et l'ordre d'entrecroisement (armures) de fils de chaîne et de trame.

Armures 2D

Dans le cas des tissus 2D, les principaux armures sont :

- **Tissage toile, taffetas ou panier** : Dans ce cas les fils de trame et chaîne s'entrecroisent alternativement, conduisant à un tissu très plat, stable, mais peu flexible. Il donne un tissu équilibré, avec des propriétés mécaniques identiques dans les deux directions.
- **Tissage satin** : Il est caractérisé par un chiffre, généralement 4 ou 8, indiquant

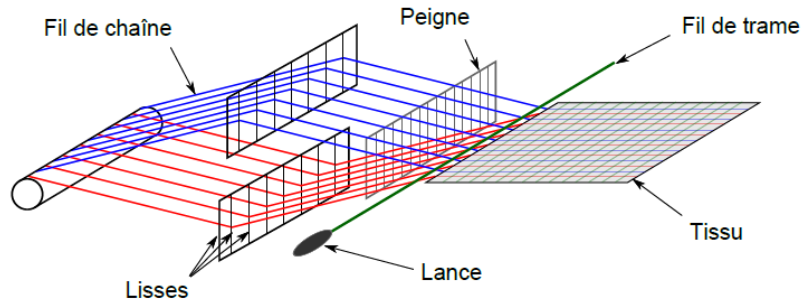


FIGURE 1.4 – Schéma d'un métier à tisser

que le fil de trame n'entrecroise qu'un fil de chaîne sur 4 ou sur 8. Il donne un tissu très souple dans les directions anti-planes.

- **Tissage sergé $n \times m$** : Il est assez proche du satin. Le fil de trame passe au-dessus de n puis en dessous de m fils de chaîne en décalant d'un fil à chaque passage.

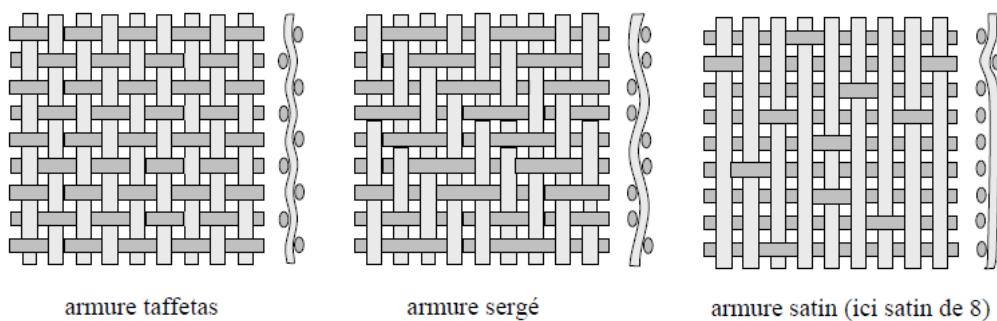


FIGURE 1.5 – Les différents motifs de tissage 2D

La combinaison de ces trois types d'armures avec la multiplicité de géométries et de matériaux disponibles pour la mèche permet d'obtenir une grande diversité de renforts tissés. Un tissu est dit équilibré si ses deux réseaux chaîne et trame sont identiques. De façon générale, un tissu peut être caractérisé par son armure, la disposition relative des chaînes et des trames, et son embuvage. Ce dernier est exprimé à partir des longueurs de mèches et de tissu :

$$e = 100 \frac{l_{mche} - l_{tissu}}{l_{tissu}} \quad (1.1)$$

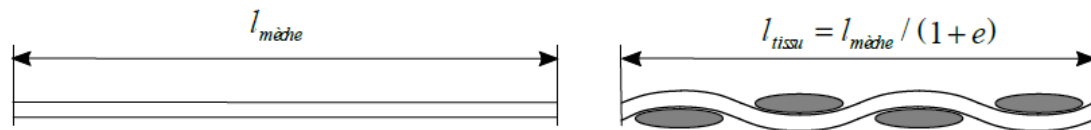


FIGURE 1.6 – Définition de l'embuvage d'un tissu

Armures 2.5D

Les interlocks sont des renforts tissés 2.5D [BIG 05]. Dans ce type de renfort, plusieurs couches de chaînes s'entrelacent entre elles par plusieurs couches de trames. Ce type d'entrelacement de couches permet d'obtenir des renforts tissés épais. Ces derniers sont de plus en plus utilisés pour fabriquer des pièces composites de structure épaisses tout en évitant les problèmes de délaminage apparus dans l'assemblage de plusieurs renforts 2D. Ce type de matériau, très onéreux, est pour l'instant réservé aux applications de pointe de l'aéronautique et de l'aérospatiale.

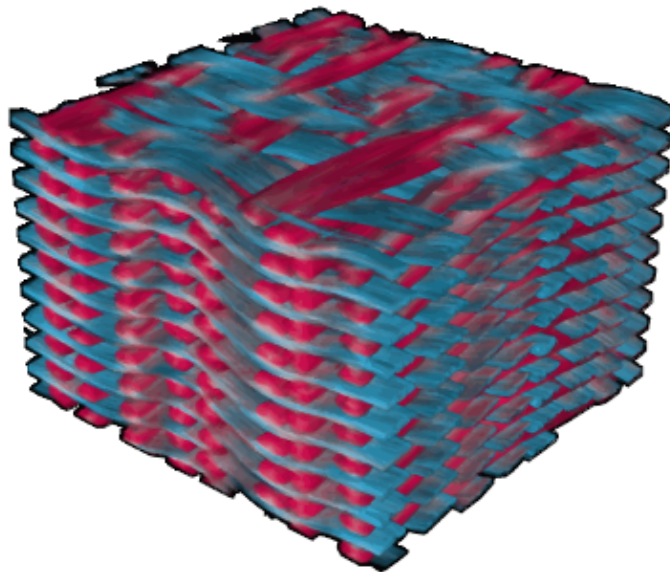


FIGURE 1.7 – Une structure de renfort interlock 2.5D [NAO 15b]

1.3 Fabrication des structures

La fabrication de composite peut être effectuée par plusieurs procédés de mise en œuvre qui diffèrent de procédés de fabrication de matériaux classiques. Ces divers pro-

cédés peuvent être classés selon plusieurs critères. Par exemple on peut les classer selon les domaines d'applications ainsi que la nature de matériaux de base comme indique la figure 1.8. Le choix d'un procédé de fabrication dépend de deux principaux critères : la cadence de la fabrication et les propriétés mécaniques souhaitées (voir la figure 1.9).

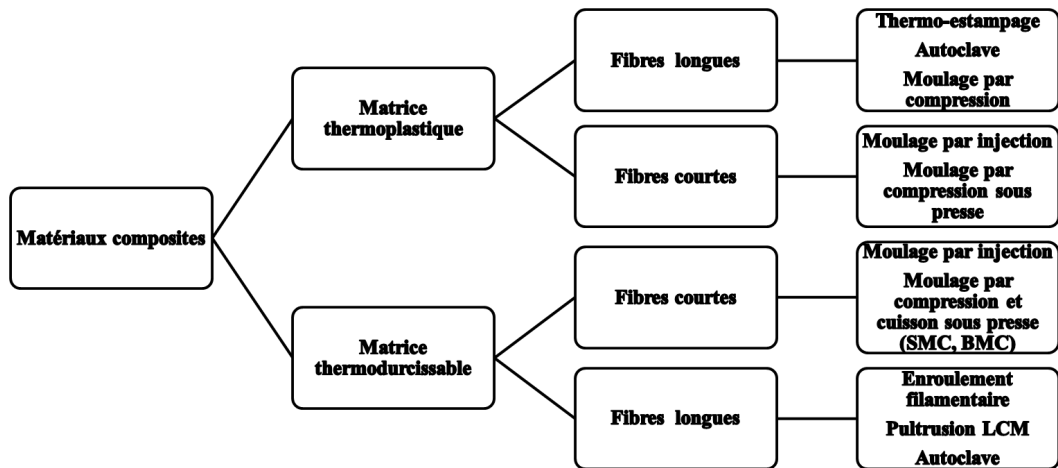


FIGURE 1.8 – Classification de procédés de fabrication selon les éléments de base

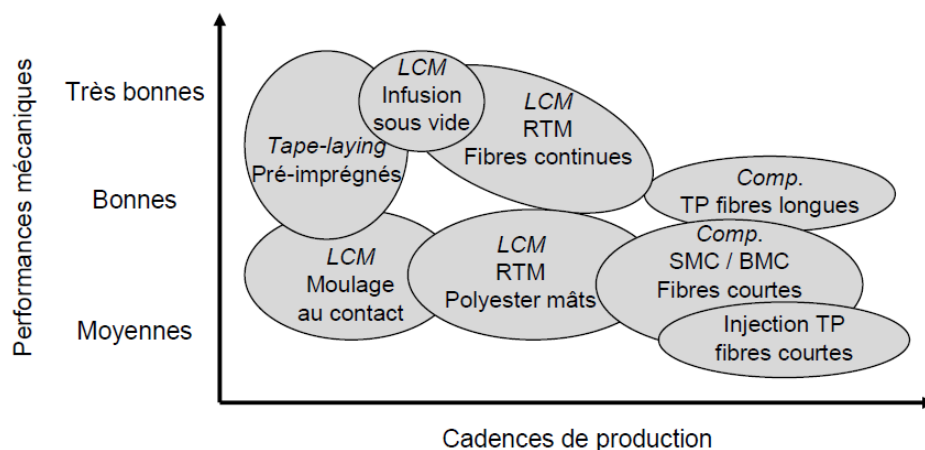


FIGURE 1.9 – Critères de choix d'un procédé de mise en forme

1.3.1 Procédés par voie humide- tissu sec

Les procédés de type LCM (Liquid Composite Moulding) sont généralement utilisés dans le cas de petites et moyennes cadences. Ils permettent de fabriquer des pièces de bonnes propriétés mécaniques. Ce type de procédé consiste à imprégner le renfort sec après sa mise en forme. Parmi ces procédés, l'infusion sous vide et le RTM (Resin Transfer Moulding [POT 99]) sont les plus utilisés.

1.3.1.0.1 L'infusion sous vide

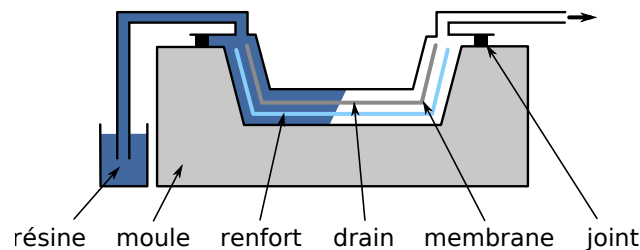


FIGURE 1.10 – Illustration du processus d'infusion sous vide

Dans le cas de l'infusion sous vide, le renfort sec est placé entre un moule rigide et une membrane étanche (voir la figure 1.10). En mettant sous vide cette zone, la pompe va plaquer le renfort contre le moule grâce à la membrane et amorcer l'écoulement de la résine. Afin de faciliter la distribution de la résine au sein du renfort, un matériau poreux est placé entre le renfort et la membrane. Ce procédé est utilisé pour la fabrication des pièces de haute qualité et de grandes dimensions. Par rapport au procédé RTM, il est moins onéreux. Dans ce procédé le contrôle de l'épaisseur de la pièce fabriquée n'est pas facile et l'état de surface du côté du moule est meilleur que du côté de la membrane.

1.3.1.0.2 Resin transfer moulding

Le procédé RTM est, lui aussi, utilisé pour fabriquer des pièces en matériaux composites allant de la pièce simple, peu complexe à la pièce complexe de haute performance, et pour des dimensions petites à grandes (quelques mètres). Dans ce procédé le renfort est placé entre un moule et un contre moule. La fabrication d'une pièce par RTM est effectuée sur 3 étapes, comme illustré sur la figure 1.11.

La première étape du procédé RTM correspond à une opération de préformage. Durant cette étape le renfort est déposé dans un moule ou une matrice par l'intermédiaire d'un

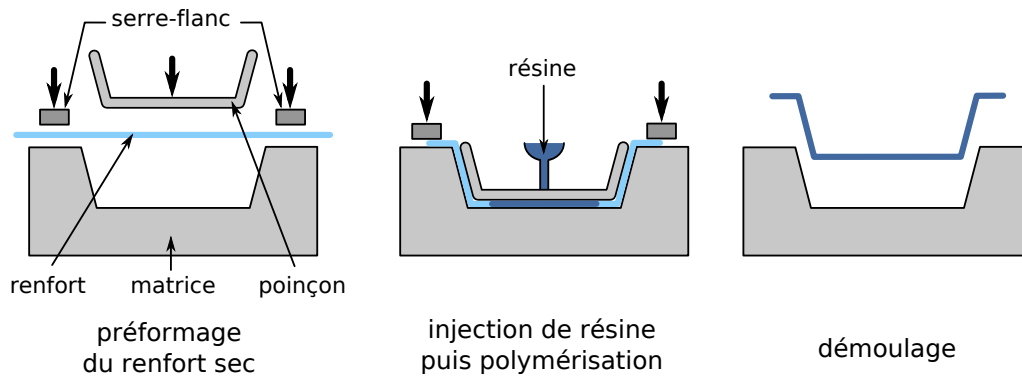


FIGURE 1.11 – Illustration du processus RTM

poinçon rigide afin de prendre la forme souhaitée. Le point fort de ce procédé est de disposer de deux parties rigides qui vont permettre de mieux contrôler la compression du renfort pendant la mise en forme et donc maîtriser son épaisseur finale. L'utilisation des serre-flans pendant le pré formage permet d'éviter l'apparition des plissements. Ensuite, la résine est injectée dans le renfort qui a pris la forme du moule. La consolidation de la résine nécessite un chauffage si elle est de nature thermodurcissable ou bien un refroidissement dans le cas d'une résine thermoplastique. Une fois la résine est consolidée, le moule est ouvert et la pièce démoulée.

1.3.2 Procédés par voie sèche- Pré imprégné

Ce type de procédés nécessite l'utilisation des semi produits ou préimprégnés pour fabriquer une pièce en composite tissé. Parmi les principaux procédés de ce type, on cite par exemple, la compression des SMC et le thermoestampage des CFRTP (Composite Fibre Reinforced ThermoPlastics). Ce dernier est très utilisé pour les applications à moyens et gros volumes de production. Les préimprégnés sont fabriqués par une machine similaire à celle présentée sur la figure 1.12.

Pour fabriquer des structures composites ayant des géométries complexes telles que les formes non développables (3D), le thermoformage apparaît comme un bon candidat de la mise en forme des renforts pré-imprégnés et sera décrit plus en détail dans la suite.

Thermoformage

Le terme *thermoformage* englobe toute une série de procédés de fabrication allant du moulage par application d'une pression ou dépression sur un diaphragme flexible, à l'hydroformage ou au thermoestampage. Cependant, le principe de fonctionnement est

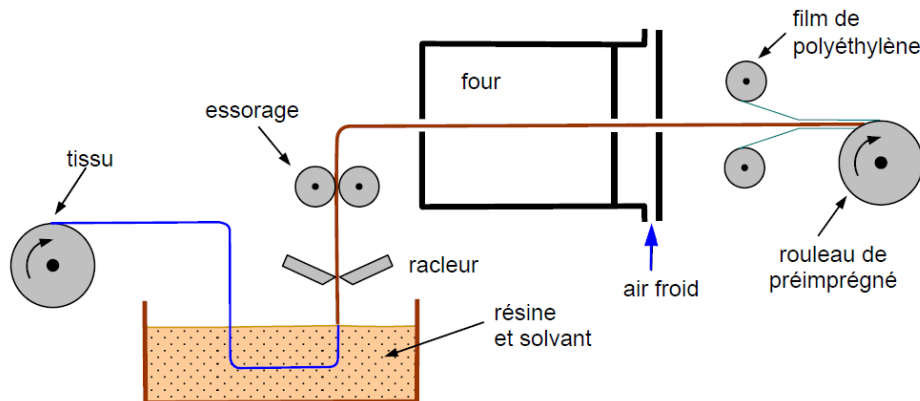


FIGURE 1.12 – Elaboration d'un préimprégné [BER 99]

essentiellement le même. Une plaque composée d'une ou plusieurs couches préimprégnées initialement plate est chauffée puis mise en forme par application d'une pression. La plaque peut être préconsolidée, ce qui permet d'assurer un bon degré de sa consolidation après sa mise en forme avec un moindre temps de production. Dans ce travail de thèse nous nous intéressons principalement au procédé de thermoformage par emboutissage ou thermostampage.

Le thermoestampage est une solution très importante pour la production de grandes séries des structures composites en thermoplastiques renforcés par des fibres continues. En effet, Ce procédé est semblable au procédé d'emboutissage des tôles métalliques.

La première étape du thermoformage consiste à chauffer le matériau au-delà de la température de fusion de sa résine. Plusieurs techniques sont utilisées pour cette phase de préchauffement. Par exemple, on cite les lampes infrarouges (IR), les presses à plateaux chauffants et les fours à convection. Le chauffage par IR est le plus populaire. Le temps de chauffage est très court (1 à 2 minutes). Cependant, des gradients de température dans l'épaisseur peuvent apparaître qui sont gérés par l'imposition d'un chauffage progressif (cycle de préchauffage). Une deuxième contrainte associée à cette méthode est la mauvaise distribution de la température dans le cas des géométries complexes. Dans le cas d'application en question, à savoir les structures minces, le chauffage par IR est bien adapté. En revanche, le chauffage par convection est lent (5-10 min) mais une distribution homogène de la température est obtenue dans l'épaisseur en fin de chauffe. Finalement, le chauffage par conduction est rarement utilisé, car le matériau a tendance à rester collé aux plateaux chauffants.

Après chauffage, le matériau est transféré rapidement vers la presse préchauffée. Le temps de transfert est un paramètre critique. Pour cela le temps de transfert doit être court afin d'éviter le refroidissement du matériau et alors le durcissement de sa résine.

Afin de réduire le temps de transfert, plusieurs systèmes d'automatisation actuels tels que les convoyeurs et les robots sont utilisés. La perte de température dans cette étape est de l'ordre de 10%. Cela est généralement compensé par le sur chauffage du matériau lors de la première étape. Après la mise de la plaque entre le moule et le contre moule, on procède à mise en forme par fermeture de la presse à grande vitesse.

Pendant la mise en forme, le renfort est déformé par application d'une pression entre deux outils complémentaires qui sont l'empreinte de la structure finale, le poinçon et la matrice. Ces derniers sont maintenus à une température constante et inférieure à celle de fusion. L'étape de mise en forme se fait en quelques secondes. Afin d'assurer la bonne cohésion entre les couches et enlever les porosités, la pièce est maintenue sous une pression jusqu'à son refroidissement. Une fois la pièce atteint une température permettant sa stabilité dimensionnelle, on procède à l'étape de démoulage. L'ensemble des étapes du thermo-estampage sont schématisées sur la FIG.1.13 et FIG.1.14.

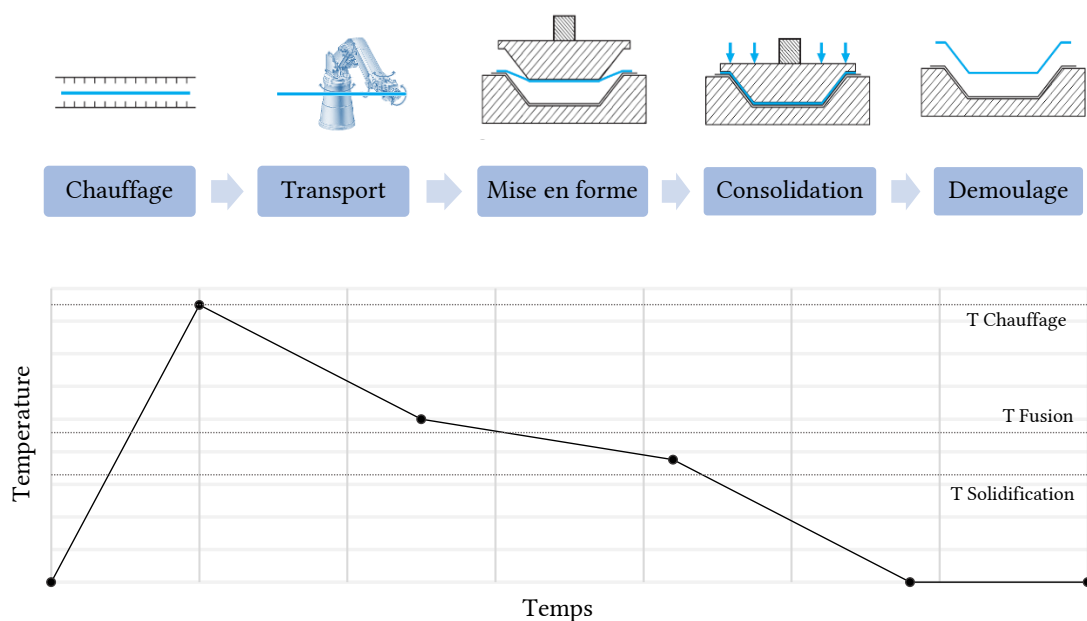


FIGURE 1.13 – Principales étapes du procédé de thermostampage [MAL 16]

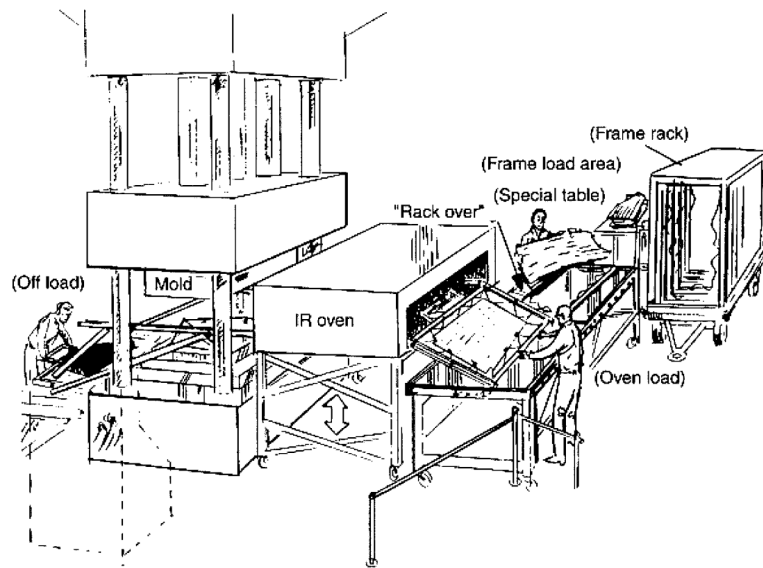


FIGURE 1.14 – Chaîne de thermostampage [CAM 10].

1.4 Comportement mécanique des renforts tissés

1.4.1 Comportement à l'échelle mésoscopique

Les composites tissés sont constitués par des assemblages de mèches selon deux directions perpendiculaires. Chaque mèche de ce tissé contient des milliers de fibres. Donc ces assemblages successifs de fibres en mèches, puis de mèches en tissus, forment un matériau de nature multi-échelle. Généralement, on distingue trois différentes échelles :

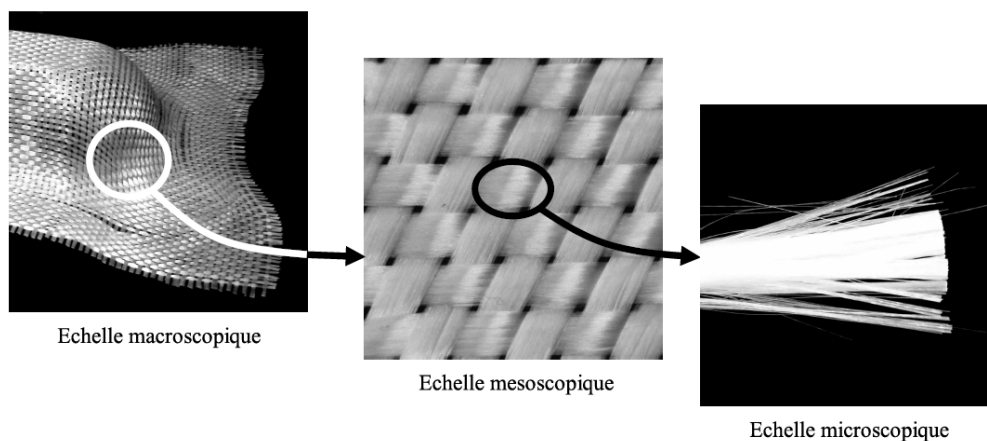


FIGURE 1.15 – Différentes échelles d'un renfort tissé

- L'échelle microscopique est celle des fibres qui constituent les torons, noyées dans la matrice (quelques microns pour une fibre);
- L'échelle mésoscopique est celle des plis, épais de quelques dixièmes de mm, séparés par des interfaces;
- L'échelle macroscopique est celle de la structure de quelques cm à quelques mètres.

Le comportement mécanique ainsi les défauts ne sont pas identiques au sein du renfort tissé d'une échelle à un autre. Dans cette section, les mécanismes connus qui régissent le comportement de composite tissé à chaque échelle seront décrits.

1.4.1.1 Comportement de la mèche en tension

Lorsqu'une mèche est soumise sous une sollicitation de traction, les fibres qui la constituent ne se tendent pas simultanément. Cette tension progressive des fibres entraîne une non linéarité au début de l'essai de traction qui dépend du matériau et le procédé de fabrication de la mèche. La figure 1.16 montre que la non linéarité est bien moins marquée pour une mèche de carbone que pour une mèche de verre.

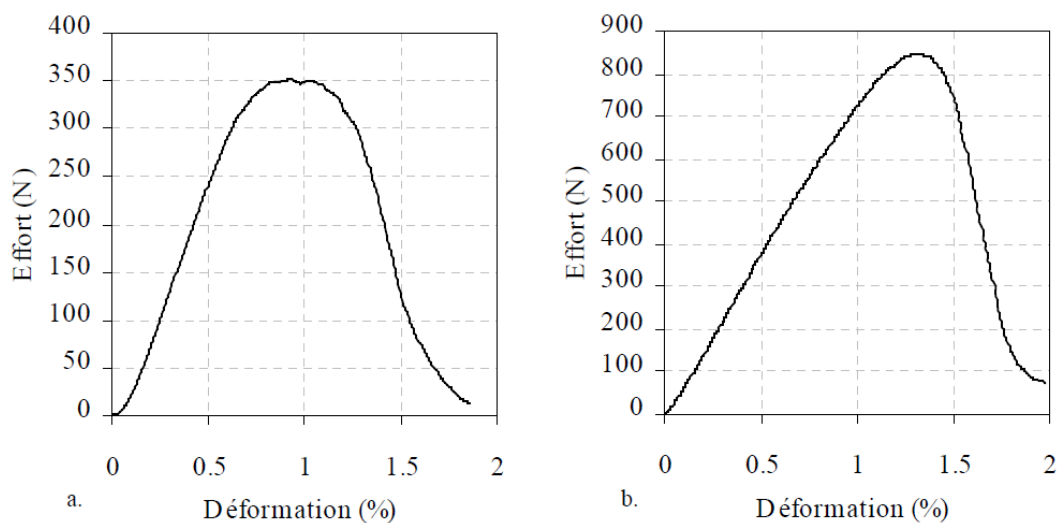
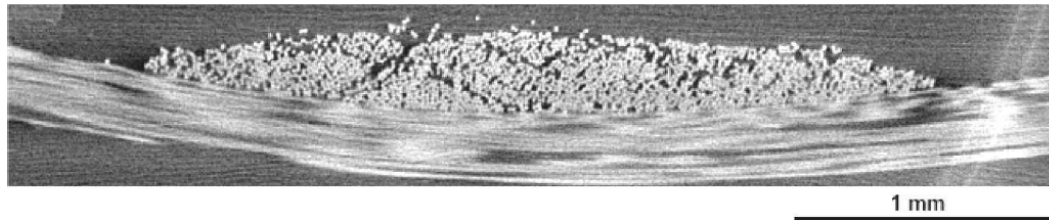


FIGURE 1.16 – Comportement en tension de mèches de verre (a) et de carbone (b) [DUM 03b]

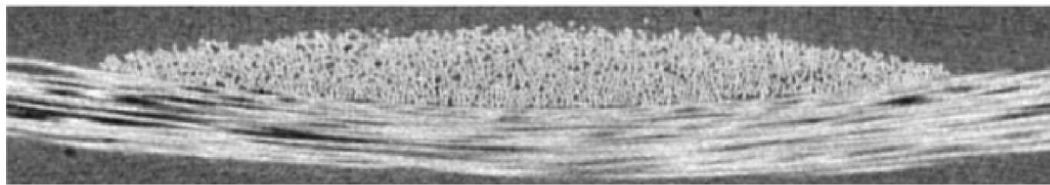
1.4.1.2 Comportement de la mèche en compaction transverse

Les fibres d'une mèche présentent entre eux des vides. Lorsque la mèche est compactée, ces fibres se rapprochent et donc les vides se combler. La figure 1.17 présente la

compaction d'une mèche dans le cas d'un tissu soumis à une sollicitation équi-biaxiale. La compaction transverse d'une mèche se fait pendant deux étapes :



a. section initiale d'une mèche du renfort



b. section d'une mèche du renfort sollicité en traction biaxiale

FIGURE 1.17 – Vue en coupe (par tomographie X) du plan transverse de la mèche (a) tissu au repos (b) tissu sous tension équi-biaxiale [BAD 08b]

- les fibres commencent par se réorganiser de façon à combler les vides, avec généralement l'apparition de flexions locales de fibres qui confèrent à ce mode de déformation son comportement élastique ;
- la mèche atteint ensuite progressivement un blocage et sa rigidité de compaction tend vers celle du matériau constituant les fibres.

1.4.1.3 Comportement de la mèche en cisaillement

Lors de la mise en forme d'un renfort on peut observer deux modes de cisaillement au sein de la mèche : la distorsion et le cisaillement transverse. La distorsion correspond à un changement de forme de la mèche dans le plan transverse, c'est-à-dire à sa déformation sans compaction. Le cisaillement transverse est un mode de cisaillement dans la direction des fibres qui glissent les unes par rapport aux autres dans la direction de leur alignement (Figure 1.18).

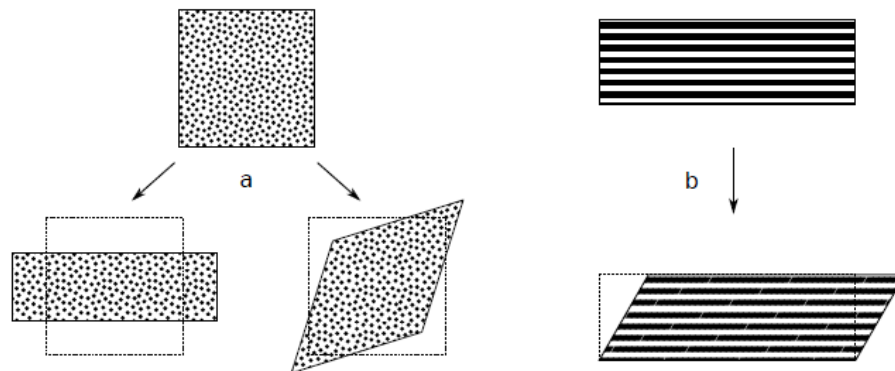


FIGURE 1.18 – Exemples de distorsion (a) et cisaillement longitudinal (b) de la mèche

1.4.2 Comportement à l'échelle macroscopique

1.4.2.1 Comportement en cisaillement

Le cisaillement est le mode le plus fréquent lors de la mise en œuvre d'une pièce composite. Pour cela, il est intéressant d'étudier le comportement d'un renfort tissé en cisaillement. Avant d'analyser le comportement de composite en cisaillement, on va parler d'une forte hypothèse généralement adoptée lors de l'étude de la mise en forme des renforts tissés et qui concerne le non glissement entre les mèches de chaîne et celles de trame. En effet, selon cette hypothèse, toute sollicitation de cisaillement plan sur le renfort n'entraîne que la rotation entre les deux réseaux de mèches autour de son point de croisement et donc aucun glissement est possible entre les mèches. Cette hypothèse a été validée expérimentalement dans le cas d'un emboutissage de type « poinçon hémisphérique » sur taffetas de verre (voir la figure 1.19). Avant l'opération d'emboutissage des lignes droites continues ont été tracées dans les directions chaîne et trame du tissu. Après la mise en forme de ce renfort, on remarque que les lignes restent continues ce qui soutient l'hypothèse. Grâce à cette méthode on peut traiter le renfort comme étant un milieu continu et donc d'utiliser des modèles référant à un milieu continu pour les simulations de mise en forme. Cette hypothèse permet également de modéliser le renfort comme étant un treillis.

Le comportement en cisaillement plan du renfort est fortement non linéaire. Une étude par corrélation d'images [DUM 03b, DUM 03a] a montré que le comportement d'un renfort tissé peut se décrire en deux parties. La première correspond à des faibles angles de cisaillement, les mèches peuvent tourner les unes par rapport aux autres en un mouvement relatif de rotation pure. Dans cette étape, les efforts de cisaillement sont relati-

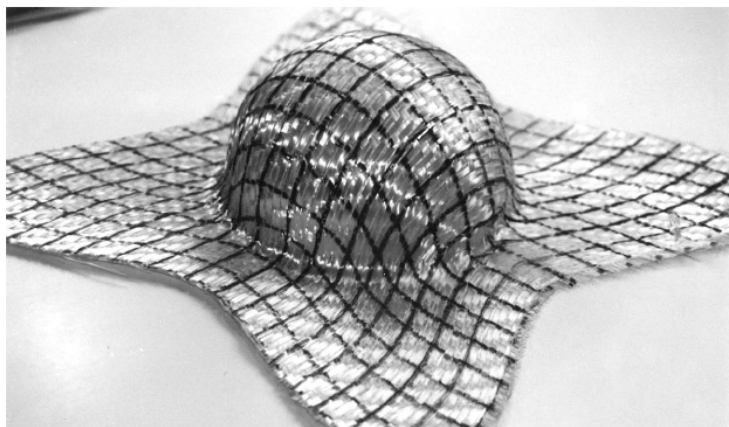


FIGURE 1.19 – Non glissement entre chaîne et trame

vement faibles puisque seuls les efforts de frottement entre les mèches s'opposent à la rotation. La seconde partie se manifeste lorsque l'angle de cisaillement atteint l'angle de blocage ou de verrouillage, les deux réseaux de mèches entrent en contact latéral. A ce stade, la rotation pure entre les mèches est remplacée par une compaction latérale des mèches, et la rigidité en cisaillement augmente fortement.

Deux principaux essais expérimentaux sont largement utilisés pour identifier le com-

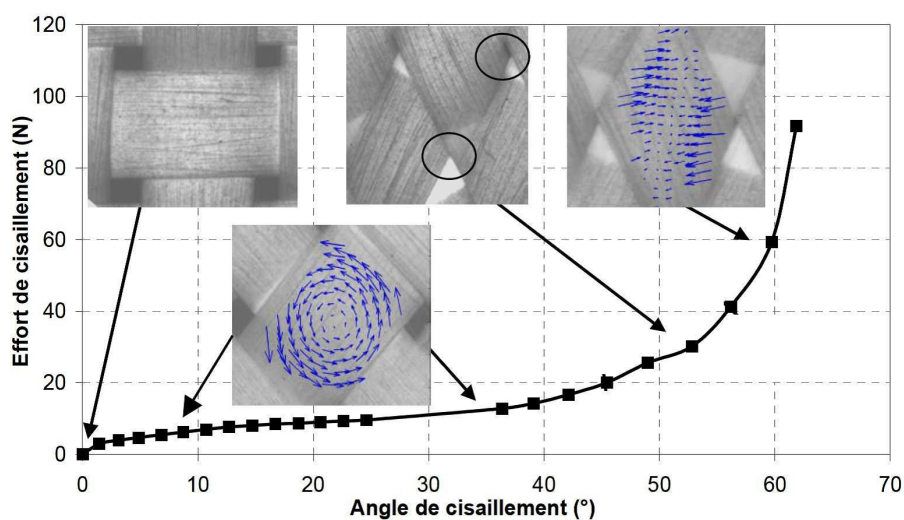


FIGURE 1.20 – courbe de cisaillement et phénomènes mésoscopiques mis en jeu lors du cisaillement d'un taffetas de verre

portement en cisaillement d'un renfort tissé [CAO 08a, BOI 04] :

- Essai de cadre ;
- Bias extension test

1.4.2.1.1 Essai de cadre

Ce test consiste à imposer une sollicitation de cisaillement pur sur tissu rectangulaire, placé dans un cadre rigide articulé [PEN 04, HAR 04, CAO 08a]. Dans ce test, les directions chaînes et trames sont initialement parallèles aux côtés du cadre qui est placé dans une machine de traction (Figure 1.21). Dans cet essai, l'angle de cisaillement est donnée en fonction du déplacement imposé par la machine et la longueur de l'éprouvette.

$$\gamma = \frac{\pi}{2} - 2a \cos\left(\frac{1}{\sqrt{2}} + \frac{d}{L}\right) \quad (1.2)$$

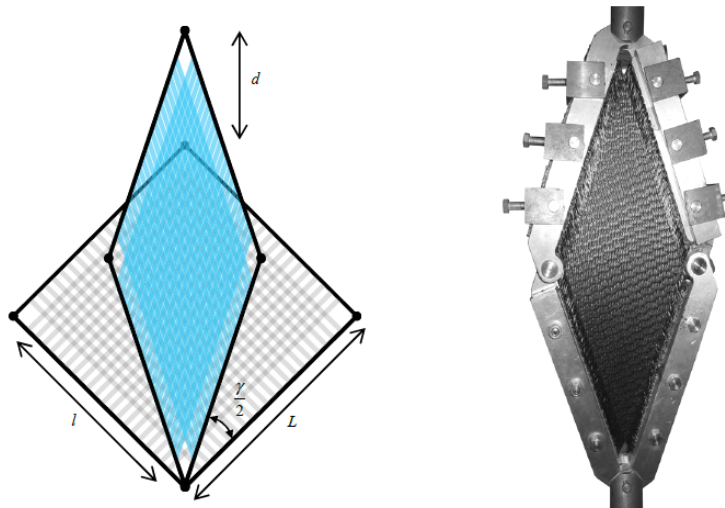


FIGURE 1.21 – Cinématique et dispositif expérimental de l'essai de cadre

1.4.2.1.2 Bias Extension Test

Le bias extension test est le deuxième test le plus utilisé afin de caractériser le comportement du tissu en cisaillement. Ce test consiste à réaliser un test de traction sur un tissu dont l'orientation initiale du renfort est inclinée à 45° par rapport à la direction de sollicitation. Si le rapport de dimensions entre la longueur et la largeur initiale de l'éprouvette est supérieur ou égal à 2, trois zones peuvent apparaître au sein de l'éprouvette :

- Une zone en cisaillement pur (Zone A)
- Une zone en demi-cisaillement (Zone B)
- Une zone sans cisaillement (Zone C)

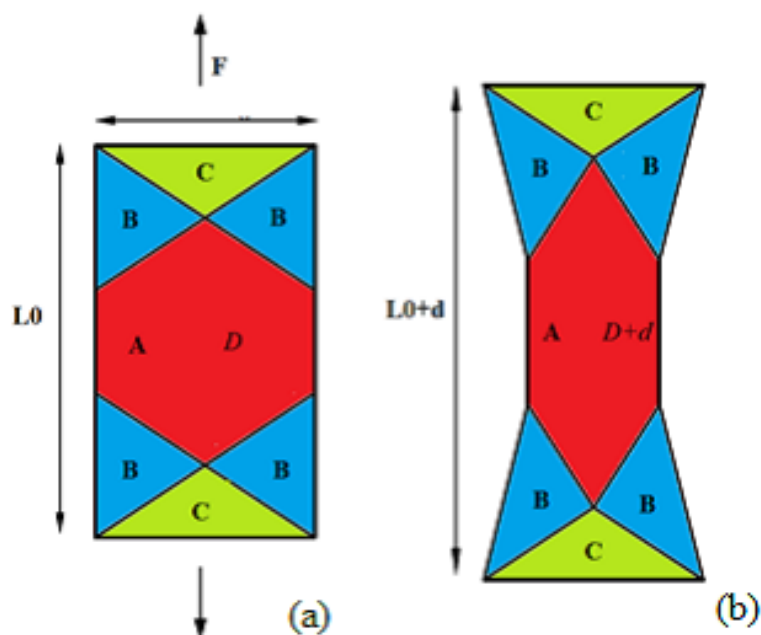


FIGURE 1.22 – Éprouvette de bias extension test : (a) Forme initiale (b) Forme déformée

1.4.2.2 Comportement en traction unidirectionnelle

Sous une sollicitation de traction dans l'une des directions principales de renfort, deux phénomènes se produisent successivement. D'abord l'embuage dans la direction de sollicitation diminue rapidement alors qu'il diminue dans la direction perpendiculaire. Cette variation d'embuage influe sur le comportement non linéaire. Un autre phénomène très intéressant, qui apparait lors d'un essai de traction uni axiale, est l'écrasement transverse de la mèche au niveau de point de contact entre les deux réseaux de renfort (trame et chaîne). En réalité, on ne peut pas avoir un essai uni-axial vu que l'existence d'un couplage entre les deux directions à cause de l'ondulation. Par conséquent, il est plus pratique de réaliser un essai bi-axial.

1.4.2.3 Comportement en tension biaxiale

Lors d'une sollicitation de traction biaxiale les deux réseaux de chaînes et de trames sont tendus. On note k le coefficient de la traction biaxiale et il est défini comme le rapport des déformations du tissu dans les directions chaîne et trame de l'échantillon testé. Le coefficient k peut alors être défini par la relation suivante :

$$k = \frac{\varepsilon_{orth}}{\varepsilon_{obs}} \quad (1.3)$$

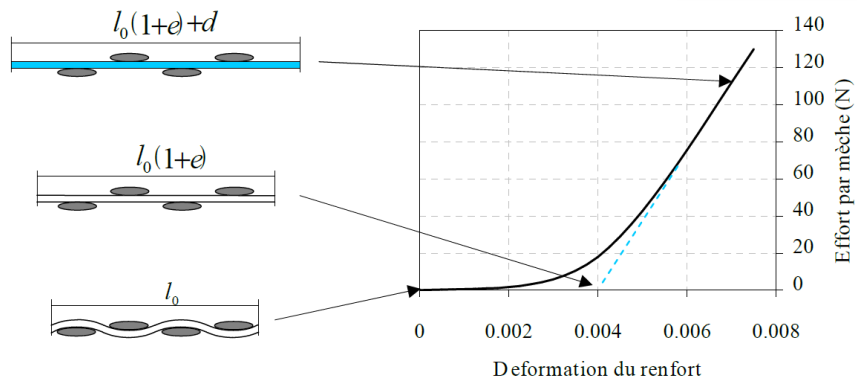


FIGURE 1.23 – Traction uniaxiale sur un taffetas de verre : mécanismes et courbe expérimentale [BUE 98]

ϵ_{orth} est la déformation dans la direction de la mèche observée et ϵ_{orth} dans la direction orthogonale

Si $k = 1$ la traction est dite équi-biaxiale. Dans ce cas les deux réseaux sont sollicités de la même façon. Le comportement en traction biaxiale est fortement non linéaire et cette

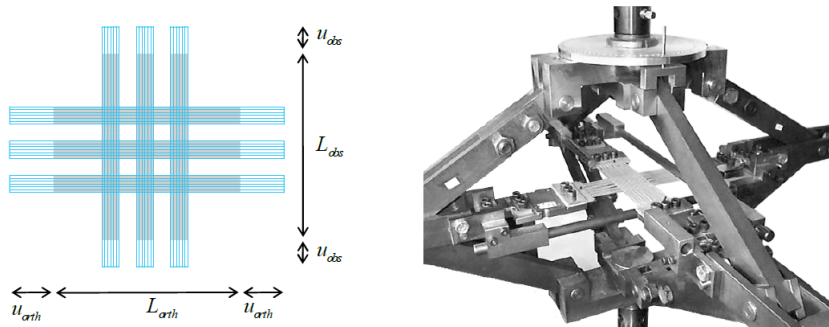


FIGURE 1.24 – Cinématique et dispositif expérimental de l'essai de traction biaxiale [BUE 98, BUE 01]

non linéarité est due de la réduction de l'embuvage dans les deux directions et elle est influencée par ce coefficient k . La figure 1.25 présente les résultats d'un essai de traction biaxiale pour différentes valeurs de k , obtenues sur un tissu équilibré, le sergé 2x2 de carbone.

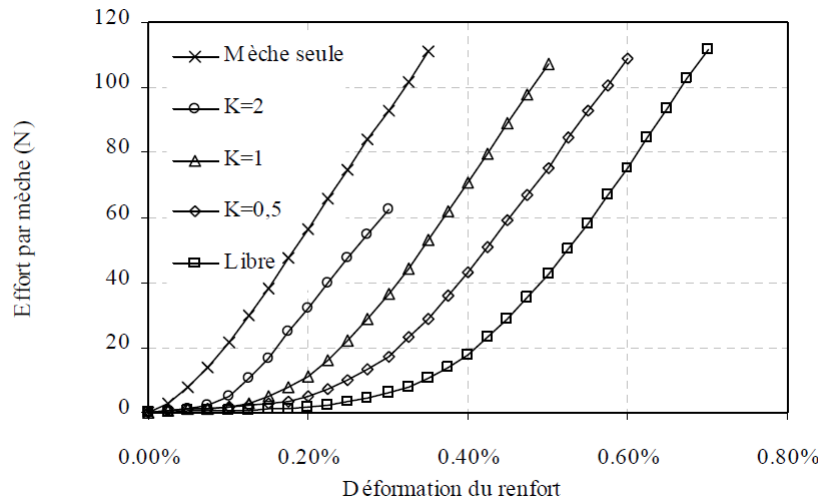


FIGURE 1.25 – Réseau de courbes de traction biaxiale pour un taffetas de verre [BUE 98]

1.5 Modélisation et simulation de la mise en forme des composites tissés

Au regard des contraintes économiques imposées aux industriels, le contrôle de défauts qui apparaissent lors de la mise en forme d'une pièce composite et la maîtrise des paramètres qui donnent la naissance à ses divers défauts, présentent un défi majeur pour la fabrication des pièces en composite par un procédé thermo-estampage. La caractérisation des prepergs par une approche expérimentale nécessite un long temps et plus d'argent. Aujourd'hui, vu le développement des outils informatiques, on peut réaliser des calculs d'une complexité grandissante dans des délais toujours plus courts. Les simulations permettent ainsi un gain de temps et une réduction des essais expérimentaux [NAJJAR, 2012]. Le faible coût du matériel informatique comparé au coût d'un dispositif expérimental est également un argument de taille plaidant pour la simulation. Ces avantages se révèlent d'autant plus évidents lorsque l'on envisage d'étudier un renfort qui n'existe pas encore. En plus des avantages de gain de temps et de la diminution de coût des dispositifs expérimentaux, la simulation numérique nous permet d'obtenir des résultats inaccessibles par l'expérience, tels que la position fibre/mèche après la mise en forme. La simulation numérique permet également de quantifier les contraintes résiduelles et de mener une étude paramétrique du procédé comme la pression de serre flan, la vitesse d'emboutissage, la température de chauffage et de refroidissement. La prédiction de différents défauts à différentes échelles comme le plissement, la rupture de fibres, le changement d'angle, le désalignement des fibres, etc.

Vu la nature multi-échelles des composites tissés et la variété de défauts au sein de ce matériau, le choix d'une échelle représentative est une question cruciale. Dans ce qui suit on va présenter les différents modèles utilisés pour simuler la mise en forme d'un composite tissé. On va les classer en fonction de l'échelle de leurs constituants élémentaires. Nous commencerons par l'échelle microscopique pour laquelle les fibres seront considérées avant de présenter les modèles aux échelles mésoscopique et macroscopique.

1.5.1 Modélisation à l'échelle microscopique

La modélisation de mise en forme de composite à cette échelle nous permet d'obtenir le comportement de la pièce à partir du comportement de l'élément de base fibres. La difficulté de ce type d'approche est la gestion du très important nombre de contacts entre fibres. De nombreux modèles ont été développés pour modéliser le comportement des cordes et des câbles qui sont semblables à des mèches contenant moins des fibres et fortement torsadées [GHO 07, SRE 06, NAW 00, JIA 99]. L'application de l'approche microscopique reste encore rare pour les renforts tissés à cause du nombre énorme des fibres dans chaque mèche. Cependant, une modélisation de tissage a été proposée par Zhou [ZHO 04], qui permet de prévoir dans certaines limites la géométrie des mailles tissées élémentaires (Figure 1.26a). Durville [DUR 10] a également développé des modèles de mailles élémentaires permettant la visualisation du réarrangement des fibres des mèches au cours d'une sollicitation (Figure 1.26b). La limitation principale de ce type de modèle est le grand temps de calcul pour simuler quelques dizaines de fibres pourtant que les mèches contiennent des milliers de fibres.

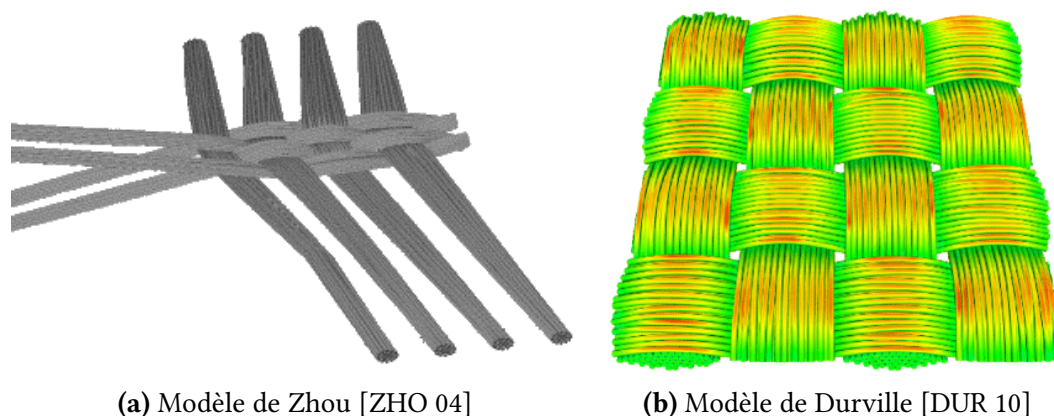


FIGURE 1.26 – Modélisation à l'échelle microscopique d'un renfort

1.5.2 Modélisation à l'échelle mésoscopique

A l'échelle mésoscopique, l'élément de base n'est plus la fibre mais la mèche. Celle-ci est considérée comme un matériau continu au sein du renfort et elle interagit avec les autres mèches du tissu. La modélisation mésoscopique permet de déterminer certains comportements ou certaines propriétés du renfort dont la détermination expérimentale est difficile ou onéreuse. Parmi ces propriétés, les plus recherchées sont :

- le comportement mécanique macroscopique du renfort, permettant notamment d'alimenter les modèles à l'échelle macroscopique.
- la perméabilité locale du renfort en fonction de la déformation de la maille élémentaire [LOI 08], permettant d'alimenter les simulations d'écoulement de la résine dans le renfort dans les cas des procédés de type LCM.
- Les propriétés thermiques macroscopiques du matériau (avec ou sans prise en compte de la matrice) pour la simulation des échanges thermiques, telle que la conductivité thermique macroscopique [DAS 92, DAS 96, HSI 99, BIG 01].

Plusieurs modèles mésoscopiques ont été développés par plusieurs chercheurs dont le but est la modélisation du comportement des renforts tissés. Par exemple, Kawabata [KAW 73, KAW 80] a modélisé les mèches d'un tissé taffetas par un ensemble de barres en traction élastiques linéaires ou non. Les interactions et l'écrasement entre les mèches aux points de croisement sont modélisées par blocs B_1 et B_2 (voir FIG.1.27).

Ce modèle permet de simuler le comportement d'un tissé en traction bi-axiale. Outre, il

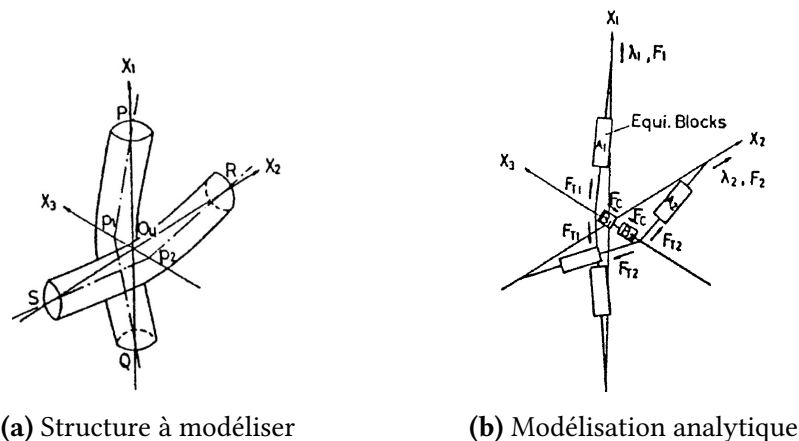


FIGURE 1.27 – Modélisation analytique mésoscopique de Kawabata [KAW 73]

est apte de simuler l'écrasement transverse des torons. Les limitations principales de ce modèle sont :

- la géométrie et le chemin des barres sont très pauvres pour modéliser un toron très ondulé. En effet, ce modèle est incapable d'introduire l'effet de la géométrie (embuvage) sur le comportement en traction ;
- la géométrie de barres empêche le passage au 3D par l'affectation d'une section transverse à cause des pénétrations au niveau des zones de croisement (voir Figure 1.28)

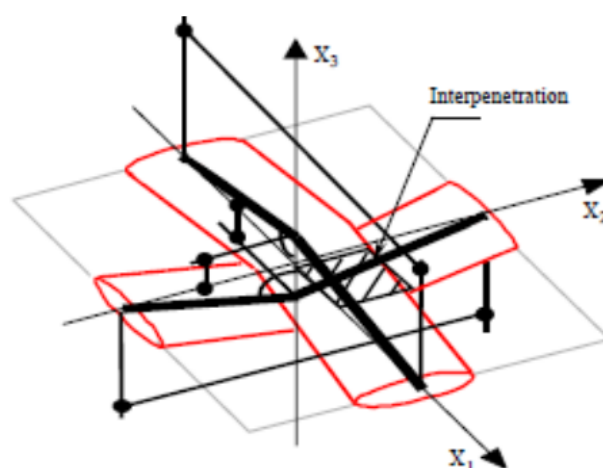


FIGURE 1.28 – problème d'interpénétration entre une chaîne et une trame [HIV 05]

Face à ces limitations, le recours aux éléments finis semble une bonne alternative. Leur utilisation à cette échelle nécessite alors deux prérequis : la géométrie et les conditions aux limites du renfort. La géométrie doit pouvoir être obtenue théoriquement à partir des caractéristiques de la mèche et de l'armure, ou expérimentalement.

De nombreux modèles ont été développés afin d'obtenir la géométrie finale. On notera les modèles associés aux logiciels *WiseTex* développé à la Katholieke Universiteit Leuven [LOM 00, LOM 06] et *Texgen* développé à l'université de Nottingham [SHE 07]. Dans le cas de *WiseTex*, la géométrie du renfort (FIG.1.29a) est obtenue par minimisation de l'énergie de déformation des mèches au sein du renfort en prenant en compte différentes contributions mécaniques (tension, flexion, torsion, compression des mèches et des interactions). Cette approche nécessite l'identification expérimentale de données difficiles à obtenir. Les modèles réalisés avec *Texgen* (FIG.1.29b), contrairement à *WiseTex*, n'utilisent pas de considérations mécaniques. Ils permettent toutefois de réaliser facilement des mailles élémentaires de tissés 2D et 3D dans lesquelles les mèches peuvent avoir des sections non symétriques variables le long de leur ligne moyenne. Pour ces deux approches, le problème de l'interpénétration, bien qu'il ait été réduit sous

WiseTex [VER 05], reste majeur.

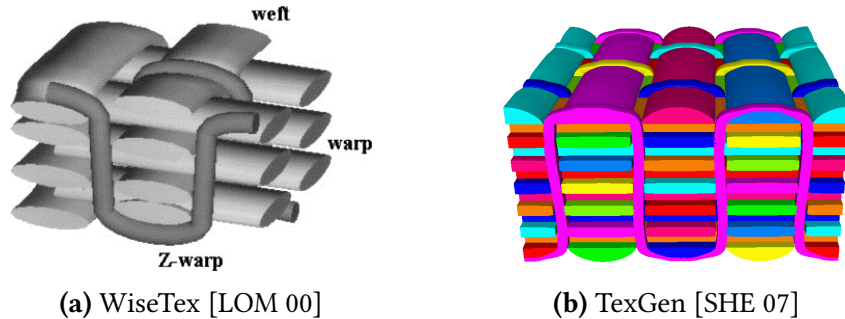
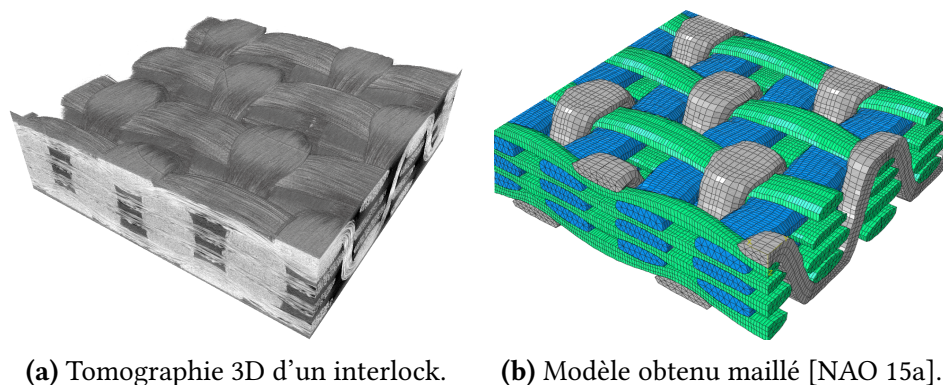


FIGURE 1.29 – Génération d'un renfort 3D

La microtomographie X est la méthode la plus prometteuse pour accéder expérimentalement à la géométrie d'une maille élémentaire [BAR 00, DES 05, HSI 09, HER 80, KHA 14]. Cette technique consiste à scanner un échantillon représentatif d'un renfort afin d'en obtenir une cartographie 3D puis de traiter les images obtenues en découpant les éléments constitutifs (les mèches), en les séparant les uns des autres et en les maillant. La microtomographie a le grand avantage de pouvoir conduire à des modélisations libres d'interpénétrations si les traitements numériques appropriés sont réalisés [NAO 14, NAO 15a]. Un exemple d'automatisation du traitement de tissés microtomographiés est montré FIG.1.30.

Une fois la géométrie définie et discrétisée par éléments finis, il faut associer une loi



(a) Tomographie 3D d'un interlock. (b) Modèle obtenu maillé [NAO 15a].

FIGURE 1.30 – Modélisation d'un interlock par traitement d'une microtomographie.

de comportement aux mèches, qui sont dans la plus part des cas considérés comme un milieu continu. Ce comportement est très spécifique dû à la nature fibreuse des fibres. La plupart des études utilisent des modèles hypoélastiques [GAS 00] ou hyperélastiques

[CHA 11a] pour décrire ce comportement.

À cette échelle, la modélisation de l'ensemble d'un renfort tissé pendant une mise en forme est encore difficile. Cependant, l'étude d'un motif ou cellule élémentaire représentative de la structure (CER) permettra de comprendre le comportement du tissage à une échelle moindre avant de l'étendre à l'ensemble de la pièce. C'est le cas des modélisations par homogénéisation [HSI 99] et des calculs multiéchelles [GEE 03, OZD 08].

1.5.3 Modélisation à l'échelle macroscopique

A cette échelle on s'intéresse à l'étude de la déformation du renfort dans sa globalité. Il s'agit de caractériser l'apparition de défauts macroscopiques tels que les plissements, le glissement de mèches, et plus généralement la formabilité d'une pièce complète. Dans ce cas on n'a pas besoin de présenter les éléments de base (fibres et mèches) et leurs propriétés mécaniques ne sont plus considérées puisque le tissu dispose de son propre comportement.

A l'échelle macroscopique on distingue deux grandes familles des modèles. On va successivement présenter les modèles purement géométriques puis les modèles mécaniques.

1.5.4 Approches géométriques

L'approche géométrique ou cinématique est basée sur l'algorithme dit du filet qui considère le renfort comme un assemblage de barres articulées aux points de croisement entre les deux réseaux des fibres. Elle repose sur de fortes hypothèses comme l'inextensibilité des mèches et la rotation libre des trames par rapport aux chaînes aux niveaux des points d'intersections. Cette approche est largement utilisée (QUICK FORM; CATIA

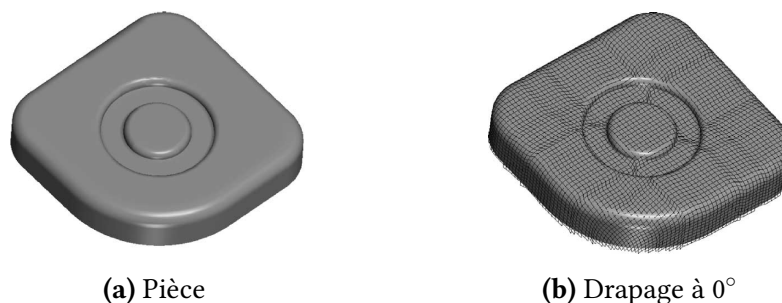


FIGURE 1.31 – Drapage d'une pièce complexe avec l'algorithme du filet [BOR 03]

CPD; MSC Laminate Modeller; FiberSIM) grâce à ses divers avantages comme sa simplicité et sa rapidité (quelques secondes de calcul) [MAR 56, VAN 91, BOR 02]. Cependant,

malgré la simplicité et la rapidité de la méthode, la pertinence des résultats reste discutable parce qu'elle ne dépend que de l'état final de la pièce; elle ne tient pas compte des propriétés matérielles du renfort ainsi que les conditions aux limites spécifiques du procédé, telles que les interactions entre les différents outils de formage et les effets de la force du serrage.

Un exemple d'application sur une pièce non développable est donné par Figure 1.31.

1.5.5 Approches mécaniques

A l'inverse de l'approche géométrique l'approche mécanique prend en considération les phénomènes physiques. En effet, l'approche mécanique tient compte des différents aspects mis en jeu dans l'opération à modéliser. Ainsi, la loi de comportement du matériau et les conditions aux limites statiques et cinématiques sont prises en compte. Dans la littérature, trois types d'approches sont possibles : approches continues, approches discrètes, et approches semi-discrètes ou hybrides.

1.5.5.1 Approches discrètes

Les approches discrètes sont généralement des extensions de l'algorithme de filet. Dans cette approche le renfort est modélisé par un ensemble de points formant une surface [CHE 01, SHA 04, SZE 05, BOU 07]. Ceux-ci sont reliés entre eux par des barres dans les directions chaîne et trame pour modéliser les différents mécanismes de déformation. Les cisaillements et les flexions sont modélisés par l'ajout de ressorts linéaires.

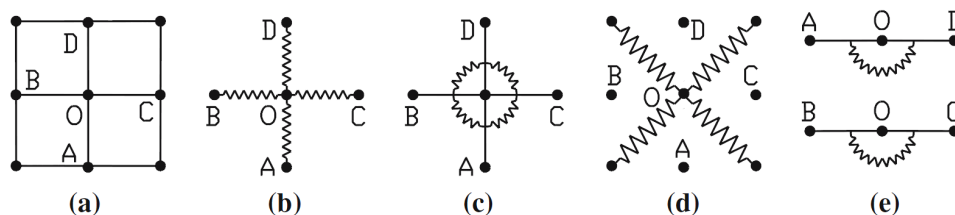


FIGURE 1.32 – Position d'un nœud O au sein de son voisinage (a) et ressorts modélisant les différentes rigidités du renfort (b-d) [SZE 05]

1.5.5.2 Approches continues

En réalité le renfort ne peut pas être considéré comme un milieu continu par ce qu'il est constitué par des mèches et donc on peut avoir de glissements et des vides entre eux. Néanmoins, dans l'approche continue, ce renfort est modélisé comme un solide continu,

dont le comportement est homogénéisé à partir des échelles inférieures. Dans ce cas, la géométrie du renfort est décrite par un maillage par éléments finis de coque ou de membrane. La majeure difficulté dans cette approche réside dans le choix de la loi de comportement associée aux éléments, qui doit traduire le comportement mécanique du renfort. Les modèles macroscopiques continus sont les plus utilisés puisqu'ils peuvent être facilement implémentés dans les codes EF en utilisant des éléments standards. Dans la littérature, deux principales approches macroscopiques sont considérées pour la formulation pour la loi de comportement d'un milieu fibreux : l'approche hypo-élastique et l'approche hyper-élastique.

Les approches hypo-élastiques

Plusieurs travaux ont eu recours aux comportements hypoélastiques pour l'étude des composites à renforts continus secs et tricotés. Les modèles hypoélastiques permettent de décrire le comportement mécanique des tissus en tenant compte des non linéarités matérielles et géométriques, dues principalement aux grandes déformations et déplacements du renfort lors de la mise en forme.

Ces modèles sont caractérisés par des dérivées objectives qui sont calculées dans des repères qui suivent la rotation matérielle lors de la mise en forme. Plusieurs modèles hypoélastiques existent dans la littérature. Par exemple, Cao et Peng (2005) ont développé un modèle hypo-élastique non-orthogonal basé sur les dérivées objectives de type Green Naghdi ou Jaumann qui sont prédéfinies dans la plupart des codes de calcul par éléments finis. L'utilisation de ces dérivées objectives ne permet pas de garantir l'objectivité des lois de comportement hypo-élastique [BAD 08a]. En effet ces dérivées sont basées sur des repères qui tournent avec les rotations moyennes de la matière. Par conséquent, ne suivent pas la direction matérielle liée aux fibres. Comme présenté dans [BAD 08a], les modèles de comportement non orthogonaux ne sont pas satisfaisants dans certains tests pour un renfort bidirectionnel. Par conséquent, Hagege et al. [HAG 04] et Badel et al. [BAD 08a] ont défini une nouvelle dérivée objective et calculée dans un repère qui suit parfaitement la direction matérielle des fibres. Cette approche ne considère qu'une seule direction matérielle (direction de la mèche). Une extension à l'échelle macroscopique du précédent modèle a été proposée par (Khan et al., 2010) afin de simuler la mise en forme d'un milieu bidirectionnel. Contrairement au modèle de Badel [BAD 08a], le modèle de Khan et al. [KHA 09] est basé sur deux directions matérielles qui sont actualisées au cours de la simulation.

Les approches hyper-élastiques

Les approches hyperélastiques sont des approches énergétiques. Elles sont basées sur un potentiel susceptible de reproduire le comportement mécanique non linéaire de tissé. La définition d'un modèle hyper-élastique est donc basée sur la proposition d'un potentiel énergétique obéissant au principe d'indifférence matérielle qui assure l'objectivité des équations constitutives et l'anisotropie de tissé. Ainsi, ce potentiel est apte de présenter les non linéarités connues des renforts tissés. Le potentiel élastique est composé de 3 termes : \overline{W}_1 et \overline{W}_2 les énergies de déformation dans les deux directions de mèche et \overline{W}_s celle en cisaillement. Les rigidités de renfort en flexion et en compression sont négligeables par rapport à celles en traction et en cisaillement. Pour cela, l'énergie de déformation de compression et de flexion sont négligeables [AIM 07]. Les comportements en cisaillement et en traction sont supposés découplés. Dans ce cas le potentiel d'énergie s'écrit sous la forme suivante :

$$W = \overline{W}_1(I_1) + \overline{W}_2(I_2) + \overline{W}_s(I_{12}) \quad (1.4)$$

Les trois termes sont en fonctions les invariants I_1 , I_2 et I_{12} qui sont eux-mêmes fonction du tenseur de Cauchy-Green $\underline{\underline{C}}$

$$I_i = tr(\underline{\underline{C}} \cdot \underline{\underline{L}}_{ii}) = \lambda_i^2 \quad (1.5)$$

$$I_{12} = \frac{1}{I_1 I_2} tr(\underline{\underline{C}} \cdot \underline{\underline{L}}_{11} \cdot \underline{\underline{C}} \cdot \underline{\underline{L}}_{22}) = \cos^2(\theta) \quad (1.6)$$

λ_i présente la déformation de la mèche dans la direction i et θ est la variation de l'angle entre les deux mèches de la chaîne et de la trame.

1.5.5.3 Approches semi discrètes

Les approches semi discrètes se placent entre les approches continues et les approches discrètes. Cette approche est basée sur le principe des travaux virtuels. Dans le cas d'un renfort le travail des efforts internes est égale à la somme de 3 travaux internes liées aux différentes rigidités du tissu (tension biaxiale, cisaillement plan et flexion))

$$W_{int} = W_{int}^{tens}(\underline{\underline{\eta}}) + W_{int}^{cis}(\underline{\underline{\eta}}) + W_{int}^{flex}(\underline{\underline{\eta}}) \quad (1.7)$$

avec $\underline{\underline{\eta}}$ est le champ de déplacement virtuel.

Et

$$W_{int}^{tens}(\underline{\eta}) = \sum_{p=1}^{N_{cell}} {}^p\varepsilon_{11}(\underline{\eta}) {}^pT^{11} {}^pL_1 + {}^p\varepsilon_{22}(\underline{\eta}) {}^pT^{22} {}^pL_2 \quad (1.8)$$

$$W_{int}^{cis}(\underline{\eta}) = \sum_{p=1}^{N_{cell}} {}^p\gamma(\underline{\eta}) {}^pM^s \quad (1.9)$$

$$W_{int}^{flex}(\underline{\eta}) = \sum_{p=1}^{N_{cell}} {}^p\chi(\underline{\eta}) {}^pM^{11} {}^pL_1 + {}^p\chi(\underline{\eta}) {}^pM^{22} {}^pL_2 \quad (1.10)$$

Avec

- N_{cell} : nombre des cellules tissées
- L_1 et L_2 : sont les longueurs des cellules tissées dans le direction de la chaîne et de la trame.
- $\varepsilon_{11}(\underline{\eta})$ Et $\varepsilon_{22}(\underline{\eta})$: sont les déformations virtuelles dans les directions principales
- $\gamma(\underline{\eta})$: l'angle virtuel entre la chaîne et la trame.
- $\chi_{11}(\underline{\eta})$ et $\chi_{22}(\underline{\eta})$: sont les courbures virtuelles des mèches de la chaîne et de la trame.
- T^{11} et T^{22} : sont les tensions dans la cellule élémentaire dans la direction chaîne et trame
- M^{11} et M^{22} : sont les moments de flexion selon les directions de la chaîne et de la trame
- M^s : moment de cisaillement

1.6 Conclusion du chapitre 1

Dans ce chapitre, un état de l'art sur les matériaux composites et leurs classifications ainsi que leurs avantages et inconvénients a été présenté. Les spécificités du comportement de la mèche et du renfort ont été également présentées en détail. De nombreux modèles ont été développés afin de décrire le comportement du renfort tissé. Ces modèles sont distingués selon l'échelle d'étude vu la nature multi-échelle de ces matériaux. Les modèles microscopiques analysent le renfort tissé en considérant chaque fibre en contact avec ses voisins. Les modèles mésoscopiques s'intéressent au comportement de toron qui est considéré comme un milieu continu. Les modèles macroscopiques continus sont les plus utilisés puisqu'ils peuvent être facilement implémentés dans les codes EF en utilisant des éléments standards. Certains modèles macroscopiques sont basés sur

1. Généralités sur les matériaux composites

une formulation hyper-élastique qui est basée sur la définition d'un potentiel d'énergie. D'autres modèles sont basés sur une formulation hypo élastique. Les deux approches ont été présentées.

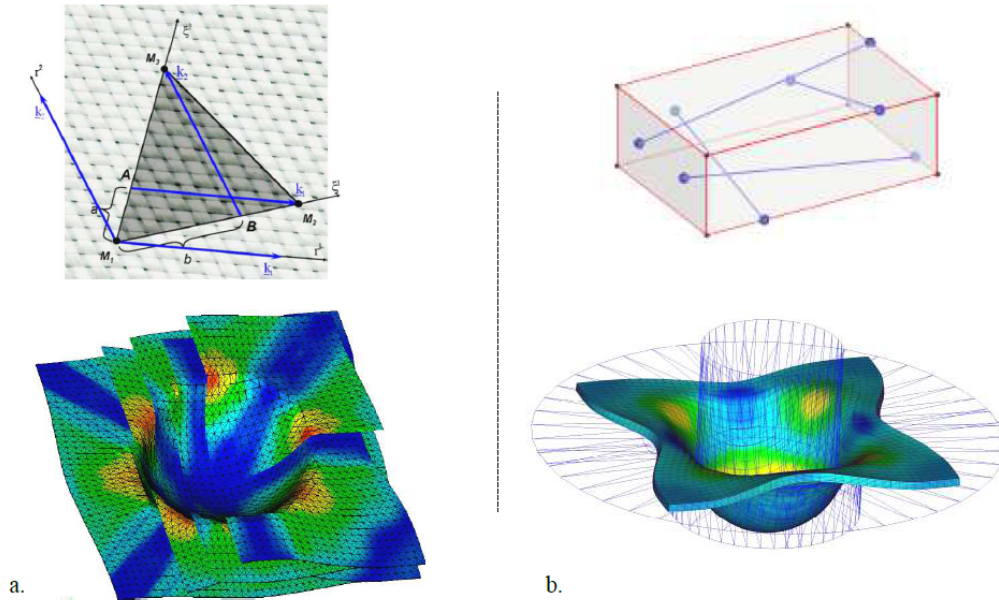


FIGURE 1.33 – Schématisation des éléments formulés et résultats de simulation de mises en formes obtenus pour le modèle semi discret 2D (a) et le modèle semi discret 3D (b)

Chapitre 2

Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

Sommaire

2.1	Introduction	40
2.2	Principaux défauts de mise en forme	40
2.2.1	Plissements	40
2.2.2	les porosités	42
2.2.3	Déplacement des fibres	44
2.2.4	Décohésions fibres-matrice et micro vides	49
2.2.5	Les contraintes/déformations résiduelles	51
2.2.6	Distribution non uniforme de la résine	52
2.3	Classification des défauts	53
2.4	Moyens de détection de défauts	55
2.4.1	Le contrôle visuel	55
2.4.2	Les ultrasons	56
2.4.3	Thermographie Infrarouge	57
2.4.4	shearographie	57
2.4.5	Radiographie	58
2.5	Conclusion du chapitre 2	59

2.1 Introduction

Lors de de la mise en forme d'un composite tissé par thermo-estampage, plusieurs défauts peuvent apparaître au sein de la pièce fabriquée. Vue la nature multi-échelle des matériaux composites, ces défauts apparaissent dans les différentes échelles. Généralement, ils sont classés en deux grandes familles : les défauts macroscopiques et mésoscopiques. Ces défauts de fabrication ont des effets significatifs sur les propriétés mécaniques de la structure finale. Dans ce chapitre, un état d'art sur les principaux défauts de mise en forme et leur effet induits sur le comportement mécanique des structures composites sera présenté. Quelques moyens de contrôle non destructifs utilisés pour la détection des défauts de fabrication seront également présentés.

2.2 Principaux défauts de mise en forme

2.2.1 Plissements

Lors de la mise en forme d'une pièce composite par thermo-estampage, les plaques composites pré-imprégnées ou secs peuvent subir des grandes déformations (grands angles de cisaillement dans le plan) afin de prendre la forme de la pièce finale. Suite à ces mécanismes de déformation et d'autres facteurs comme la géométrie des pièces, le type du renfort (type de tissage, matière ...) et les paramètres de fabrication (chargements des outils, serre-flans...), différents défauts macroscopiques apparaissent à l'échelle des renforts. Les plissements, définis comme étant une flexion hors plan [ALL], sont parmi les défauts macroscopiques les plus courants qui se produisent sur les renforts textiles. De nombreuses études de recherche ont été déployé afin de de détecter leur apparition, ainsi que leur évolution au cours de la phase de préformage. L'objectif est d'assurer qu'ils ne s'étendent pas à la partie utile de la pièce. En effet, lorsque la plaque est soumise à une sollicitation de cisaillement, les chaînes et les trames peuvent tourner les unes par rapport aux autres autour des points d'intersection. Cela peut se reproduire sous des faibles sollicitations à cause de la faible rigidité en cisaillement au début de la sollicitation [HAM 07] [WAN 12]. Dès qu'on atteint un angle critique appelé angle de blocage ou de verrouillage, la rigidité de cisaillement augmente car les mèches viennent en contact latéral et alors elles se compactent transversalement et on peut observer l'apparition des plissements à l'œil nu (Figure 2.1).

Outre, la raideur en flexion joue un rôle très important sur la forme que prendront ces plis. En fait, l'augmentation de cette rigidité conduit à une augmentation de leur

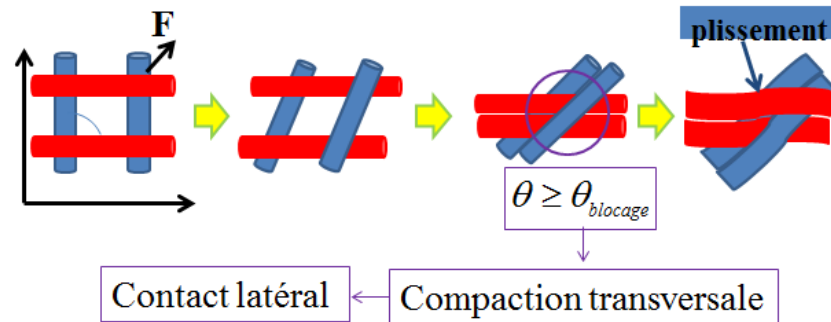


FIGURE 2.1 – mécanisme de déformation en cisaillement

taille. Weng et al [WAN 12] ont montré que l'apparition de plissement dépend fortement du couplage des comportements en cisaillement, flexion et tension du renfort [WAN 12](voir Figure 2.2) Les plis peuvent être dus à la compression dans la direction

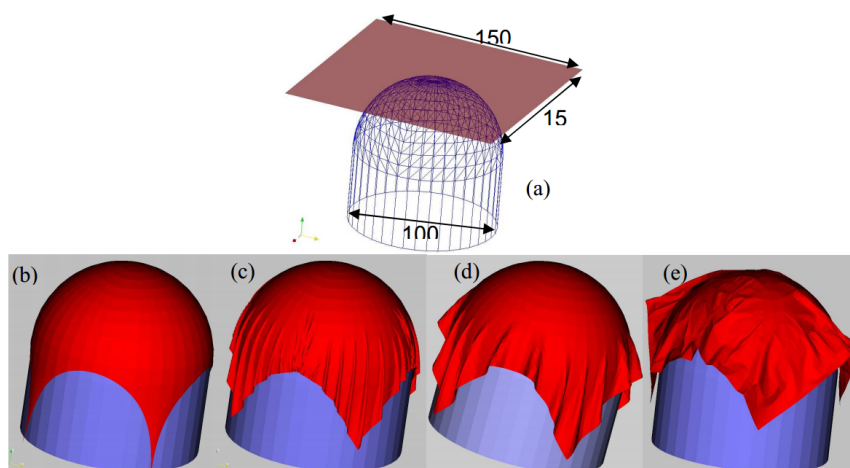


FIGURE 2.2 – Drapage sur un hémisphère, (a) géométrie initiale, (b) raideur de tension seule, (c) raideur en tension et cisaillement dans le plan, (d) traction - cisaillement plan + raideur en flexion, (e) membrane isotrope.[HAM 07]

des fils (ce qui est généralement évitée dans le processus de formage à l'aide des serre-filans). En effet, lors de la phase d'estampage des forces de compression se génèrent dans la pièce et si elles dépassent la force de flambement, on peut avoir des plis et des torsions de fibres.

Le plissement est un défaut global qui dépend, à part les différentes rigidités, par les paramètres du procédé comme :

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

- Géométrie de l'outil
- Vitesse du poinçon
- Pression du serre flan
- Coefficient du frottement outils/renfort
- Architecture du renfort
- Orientation initiale du renfort

2.2.2 les porosités

Les porosités sont parmi les principaux défauts qui apparaissent souvent dans un procédé de fabrication. Les porosités peuvent se retrouver à l'échelle microscopique comme étant des zones d'air (microporosité) et à l'échelle macroscopique sous la forme des poches d'air (voir la figure 2.3).

La présence des porosités et des vides signifie que le rôle de protection de la matrice

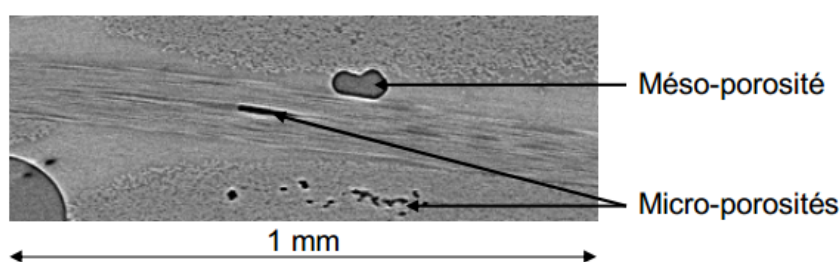


FIGURE 2.3 – Porosités dans un matériau composite

n'est pas assuré dans les zones considérées. Cela, peut produire des éventuelles contacts entre les fibres diminuant ainsi la tenue de la pièce en fatigue et alors engendrera la rupture de fibres [HOU 94, MIH 11]. Les porosités/vides possèdent des effets négatifs sur les performances et les propriétés mécaniques de la pièce finale [MA 12]. La compréhension et l'étude des mécanismes de ce majeur défaut a fait l'objectif de beaucoup de travaux de recherche sur ce sujet. De nombreuses publications affirment que pour des porosités comprises entre 0.5% et 1% (suivant le matériau étudié), que le comportement de la pièce n'est pas mécaniquement affectée (si elle est iso répartie). Par contre, au delà d'un taux de porosité supérieure à 1%, ces propriétés chutent de manière significative, en particulier le cisaillement interlaminaire. Dans cette optique, plusieurs chercheurs comme Yokota [YOK 77], Yoshida et al. [YOS 86], Tang et al. [TAN 87], Bowles et al. [BOW 92], Costa et al. [COS 01, COS 05], Liu et al. [LIU 06] ont montré que la résistance au cisaillement in-

terlaminaire, notée ILSS (*InterLaminar Shear Stress*), est très sensible par la présence des porosité/vides. Par exemple, Costa et al [COS 01, COS 05] ont montré qu'une augmentation du taux de porosités de 0.55% à 5.60% fait diminuer la valeur de ILSS d'un stratifié en carbone/époxy de 34%. Egalement, les analyses de Jeong [JEO 95] sur un tissu pré imprégné en carbone/époxy ont montré que la valeur de ILSS diminue de 30% lorsque le taux des porosités augmente de 0% à 12%. ILSS diminue en fonction de taux de porosité mais cette diminution dépend aussi de la taille, la distribution et la forme des pores. ZHU Hong-yan [ZHU 09] a travaillé sur l'effet des vides/porosités (taille, forme, distribution) sur l'ILSS pour des stratifiés $[(\pm 45)_4/(0,90)/(\pm 45)_2]_s$ et $[(\pm 45)/04/(0,90)/02]_s$ fabriquées par autoclave.

Outre que ILSS est affecté par la présence des porosités, les autres caractéristiques mé-

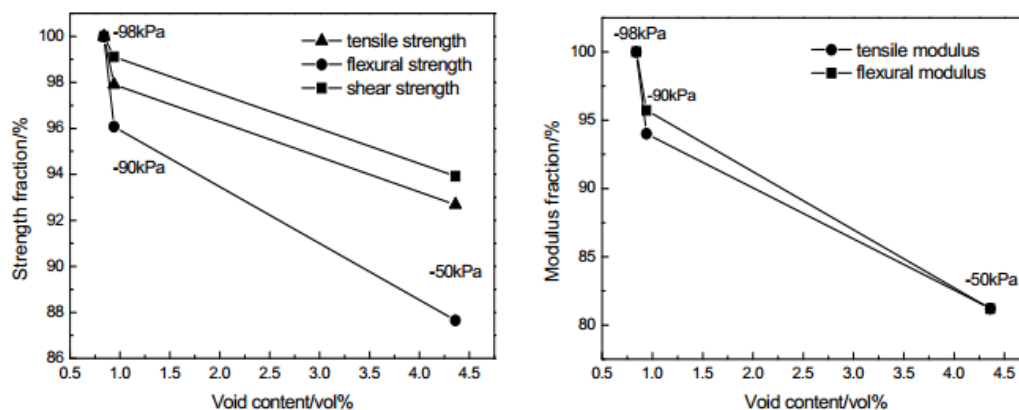


FIGURE 2.4 – Effet des porosités sur les propriétés mécaniques

caniques comme la traction, la compression et le cisaillement plan sont affectées par la présence de porosité, mais de façon moindre, bien que non négligeable. La figure 2.4 montrent la diminution des modules et des résistances de traction, ILSS et flexion en fonction de taux des vides pour les GFRP (Figure 2.4).

Autour des micro-vides, on peut obtenir des déformations inélastiques locales qui seront les points d'amorçages de dégradations obtenue sous sollicitation [TAL 12]. Aussi, la présence de porosités/vides entraîne l'apparition d'autres défauts comme le délaminage, la décohésion fibre/matrice, la fissuration de la matrice (voir 2.5).

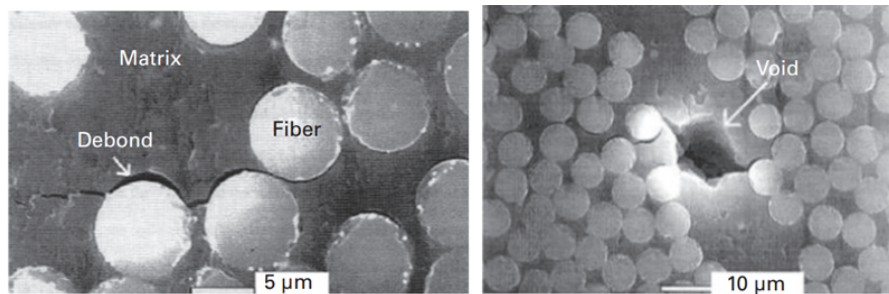


FIGURE 2.5 – Les vides [TAL 12]

2.2.3 Déplacement des fibres

Outre les défauts précédents tels que les porosités et les plissements, lors de la mise en œuvre d'une pièce plusieurs types de défauts peuvent être présents, dus au déplacement des fibres lors de l'opération de la mise en forme. Les déplacements des fibres, comme tous les autres défauts, entraînent des variations locales de propriétés mécaniques au sein de la pièce finale. Ces déplacements peuvent se produire soit dans le plan des plis soit hors plan, dans l'épaisseur (Figure 2.7). Ces déplacements sont classés comme suit :

1. Désalignements de fibres
2. Ondulations de plis
3. Glissements de réseau

A l'échelle de la structure, le renfort peut être traité comme étant un milieu continu. Il est considéré comme un treillis (Figure 2.6). C'est à dire le seul mouvement entre les deux réseaux de trames et de chaînes est une rotation les unes par rapport aux autres. Par conséquent, on suppose qu'il n'y a pas un glissement entre les mèches de chaîne et celles de trame.

Cette hypothèse de non glissement est vérifiée par un essai de mise en forme hémisphérique effectué sur un tissu sur lequel des lignes droites continues ont été tracées dans les directions chaîne et trame [BUE 98]. Après la mise en forme de ce renfort, on remarque que les lignes restent continues ce qui soutient l'hypothèse. Mais, cette dernière n'est pas toujours satisfaisante. Ce défaut a été démontré expérimentalement par GATOULLAT et al., [GAT 13] sur une géométrie sphérique (voir la figure 2.7)

Comme d'autres types de défauts, le glissement est influencé par les paramètres du procédé de mise en forme comme la pression de serrage, l'orientation initiale du renfort, etc. Oaugane et al. [OUA 13] a montré l'influence de la pression du serre flan sur la mise en forme d'un tissé par un poinçon tétraédrique (Figure 2.8).

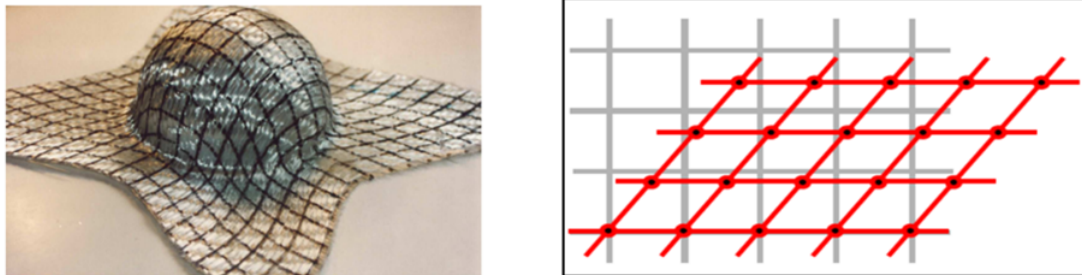


FIGURE 2.6 – Non glissement entre réseaux de chaîne et trame (à droite)[BUE 98] Cinématique de type treillis (à gauche)



FIGURE 2.7 – Glissements entre les mèches observés expérimentalement par [GAT 13]

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

L'ondulation des fibres est un défaut mésoscopique qui se produit localement à l'échelle

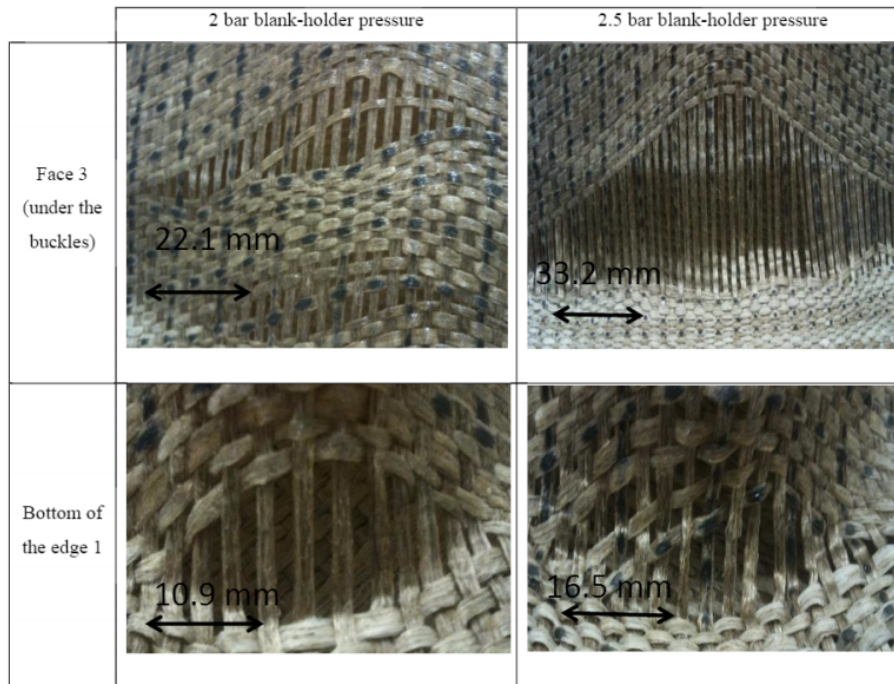


FIGURE 2.8 – Effet de la pression de serrage sur l'apparition de plissement [OUA 13]

de la mèche. Il est parmi les défauts les plus récurrents lors de la mise en forme de pièces à géométries complexes. Elle apparaît suite à un phénomène de flambement causé principalement par un chargement de compression suivant la direction des fibres. En effet, durant la consolidation, on peut avoir des sollicitations de compression qui entraînent des mécanismes de déformations comme indiqué sur la figure 2.9. Soit un flambement dans le plan, en absence de contraintes exerçantes par les autres torons pour empêcher le mouvement hors plan [LIG 13]. Soit un flambement hors plan (le mouvement suivant la direction Z est libre) s'il est soumis seulement à une sollicitation de compression. Dans ce cas, les ondulations sont appelées boucles (voir la figure 2.9).

La plupart des défauts mésoscopiques n'ont été que récemment mis en évidence [ALL]. Ils sont très peu documentés aussi bien sur l'aspect phénoménologique que sur leur effet sur le composite final [ALL]. En effet, mis à part quelques recherches effectués sur le défaut d'ondulation, les autres défauts, malgré leurs effets significatifs, sont non documentés. Généralement, ces ondulations apparaissent dans les zones courbées à cause du frottement inter-pli qui augmente sensiblement leurs quantité et étendue d'apparition, lors de la mise en forme de pièces en multiplies.

Les ondulations apparaissent souvent dans les courbures. En effet, au niveau des cour-

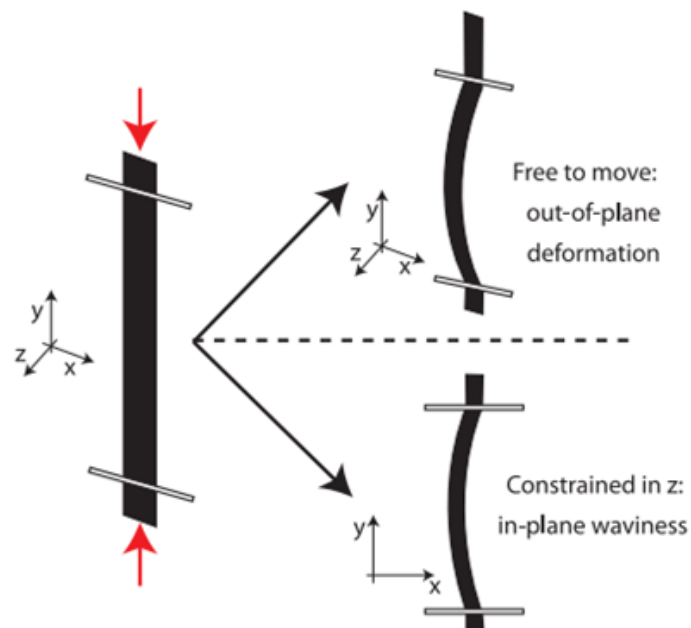


FIGURE 2.9 – Mécanisme de formations des ondulations hors/dans plan [LIG 13]

bures intérieures à faibles rayons, les fibres ne peuvent glisser les unes par rapport aux autres. La présence des ondulations (hors plan ou dans le plan) a des effets induits sur les performances mécaniques et le comportement final de la pièce, ainsi sur la précision de ses dimensions à cause de l'apparition d'une sur-épaisseur locale importante dans le renfort. Dans ce cadre, plusieurs chercheurs ont étudié ce défaut afin de comprendre les mécanismes mis en jeu et de caractériser la criticité de ce défaut sur le comportement du composite final.

Principalement, les ondulations influencent sur le comportement en compression par la diminution de la contrainte à la rupture et la rigidité en compression. Comme cité précédemment, l'ondulation est un phénomène de flambement ou d'instabilité locale. Parmi les premiers chercheurs qui ont travaillé sur ce phénomène, on cite Rosen en 1965. Le modèle de Rosen est basé sur des hypothèses larges : flambage linéarisé autour du premier mode, microstructure parfaite et périodique, matériaux élastique linéaire. Ce modèle simple est capable d'analyser seulement deux modes de flambages [FEL 11] , illustrés sur la figure 2.10 : un symétrique-périodique et un antisymétrique-périodique. Rosen a estimé la contrainte d'instabilité égale au module de cisaillement du pli. De plus, le comportement de la matrice joue un rôle primordial dans le caractère catastrophique du mécanisme d'instabilité. Aussi, tout phénomène d'instabilité, est sensible aux défauts

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

géométriques, et dans le cas des stratifiés unidirectionnels soumis à des contraintes de compression. Le phénomène de micro-flambement dépend principalement de deux types de défauts : ondulation et désalignement. Ces derniers ont été considérés par Argon [ARG 72] qui a introduit la valeur de l'angle d'ondulation dans l'expression de la contrainte d'instabilité l'expression suivante

$$\sigma_c = \frac{\tau_c}{\phi_y + \phi_0} \quad (2.1)$$

Dans la littérature, on trouve beaucoup de modèles qui décrivent cette instabilité locale, mais parmi les modèles les plus efficaces prenant en compte la non-linéarité physique de la matrice et la présence d'imperfections initiales de rectitude des fibres, on trouve le modèle de Budiansky and Fleck [BUD 93]. En réalité, un défaut d'ondulation ou de désa-

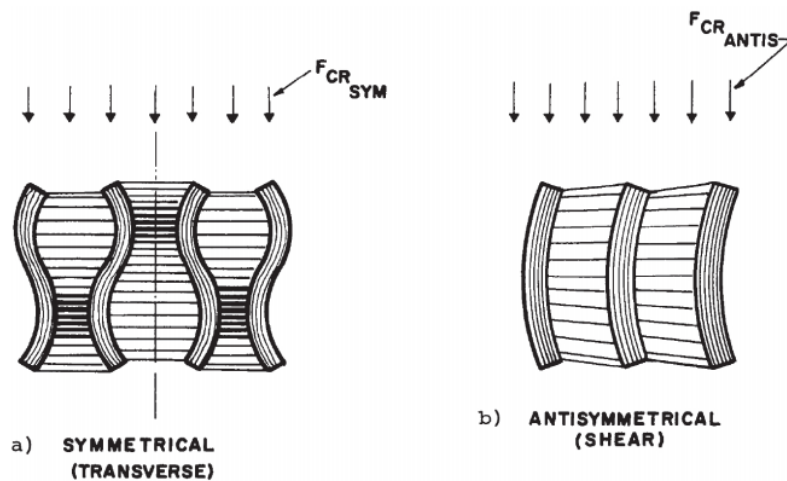


FIGURE 2.10 – Schémas de scénarios de flambage périodiques symétrique (gauche) et antisymétrique (droite) [FEL 11]

lignement infinitésimal n'a pas un grand effet sur le comportement de la pièce (en compression). Il mènerait à une contrainte à rupture en compression proche de la contrainte critique déterminée par une simple analyse de flambage élastique. En revanche, plus l'ondulation augmente, plus la contrainte critique diminue (voir figure 2.11).

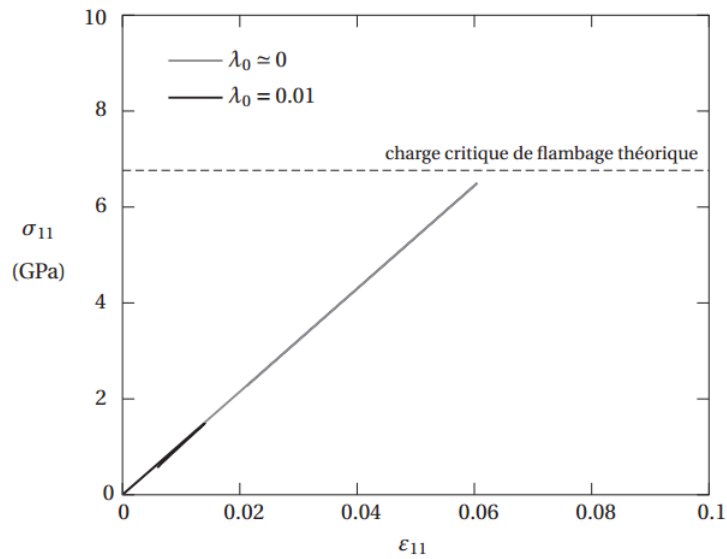


FIGURE 2.11 – Courbe de réponse en compression [FEL 11]

2.2.4 Décohésions fibres-matrice et micro vides

L'interface renfort/matrice est souvent considérée comme une surface de contact, mais ce n'est pas une surface au sens géométrique du terme (Figure 2.12). Elle joue un rôle très important et assure la compatibilité renfort/matrice, en transmettant les contraintes de l'un à l'autre, sans déplacement relatif (interphase). D'un point de vue mécanique l'interface peut être considérée comme un point de faiblesse pour le composite parce qu'elle est souvent imparfaite (mauvaise adhésion par exemple). Lors de la fabrication, la pièce

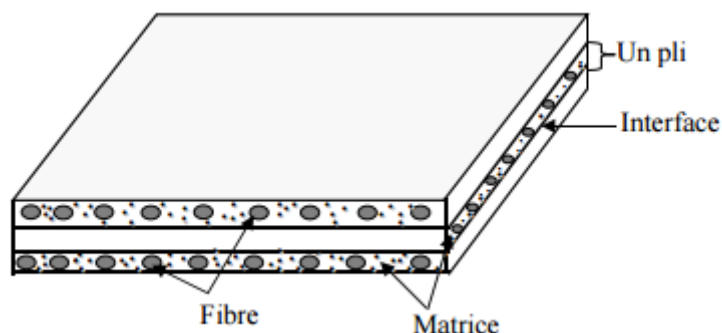


FIGURE 2.12 – Microstructure d'un composite

peut être soumise sous différents types de sollicitations comme la traction, la compression et le cisaillement. Des décohésions entre les fibres et la matrice, facilitées par les

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

concentrations de contraintes qui affectent l'interface. Ces décohésions sont réparties de façon plus ou moins homogène au sein des plis, et leur nombre augmente progressivement. Les décohésions fibres-matrice coalescent pour former des micro-fissures dans l'épaisseur d'un pli, qui se propagent ensuite le long des fibres pour former ce qu'on appelle les fissures transverses (Voir la figure 2.13).

Ces fissures transverses sont stoppées par les plis adjacents au pli fissuré. Au niveau de la

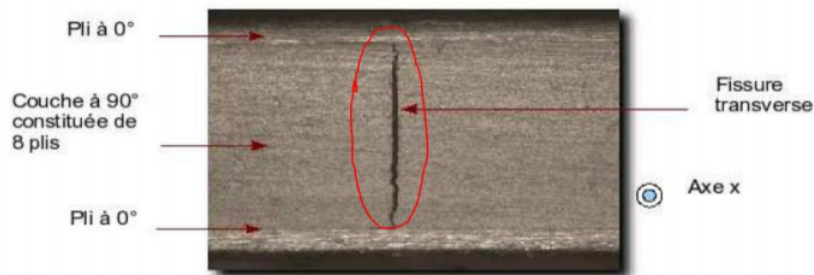


FIGURE 2.13 – Coupe d'un stratifié [0/90]s : fissure transverse perpendiculaire par rapport aux plis [LUB 02]

pointe de fissure, la singularité des contraintes entraîne le branchement de la fissure qui se propage alors entre deux plis adjacents (voir Figure 2.14). Ce phénomène est appelé délaminage local. Lorsque le chargement croît, le nombre de microfissures augmente et

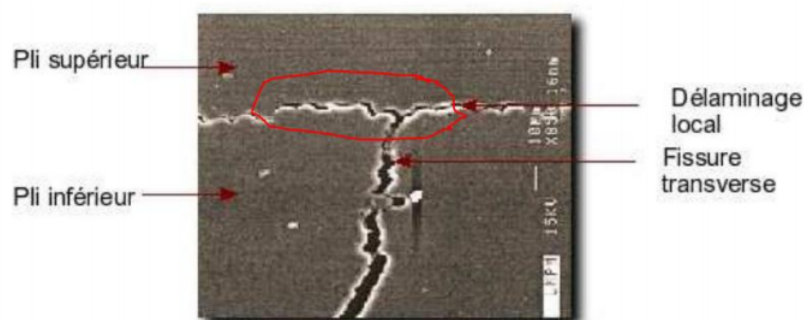


FIGURE 2.14 – Coupe d'un stratifié au niveau de la zone interlaminaire : délaminage local en pointe de fissure transverse [LUB 02]

se traduit macroscopiquement par une diminution de la rigidité longitudinale du stratifié (dans la direction du chargement). La formation de microfissures aboutit fréquemment

à un motif quasi périodique, essentiellement dû au caractère aléatoire de la dégradation [LAF 01]. Pour une certaine valeur du chargement, les microfissures ne peuvent plus se développer, Un régime de saturation est atteint [LEM 09] .

La ruine d'un stratifié est le résultat de plusieurs types de dégradations. D'abord, la matrice et l'interface fibre/matrice sont les premières à se détériorer. Donc les premiers défauts apparaissent sont la microfissuration de la matrice et la décohésion entre les fibres et la matrice. Ensuite, ces micro-défauts croissent progressivement et s'accumulent pour former des fissures transverses. Ces dernières peuvent parvenir à l'interface des plis et provoquer un délaminage sous l'effet des contraintes inter-laminaires. La redistribution des contraintes dans les plis non fissurés mène enfin à la rupture des fibres (voir Figure 2.15)

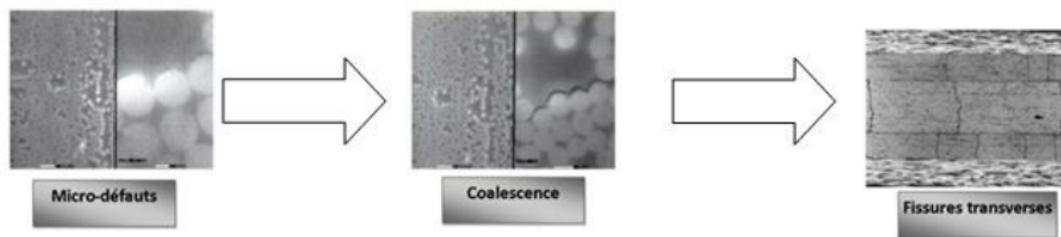


FIGURE 2.15 – scénario d'évolution des défauts

2.2.5 Les contraintes/déformations résiduelles

Tout procédé de fabrication introduit dans la pièce finale des contraintes résiduelles qui vont influencer son comportement en fatigue. Les sources de ces contraintes internes peuvent être classées en deux familles : les sources intrinsèques liées à la nature de matériaux, le type d'empilement ou la forme de la pièce etc. et les sources extrinsèques relatives à la mise en œuvre et à l'outillage. Vu que la nature multi-échelle du composite tissé, les contraintes internes peuvent être trouvées dans les trois échelles [MOU 12].

- l'échelle microscopique, qui se situe à l'interface fibre-matrice ;
- l'échelle mésoscopique, qui correspond à celle du laminé ;
- l'échelle macroscopique de la structure composite.

Au cours d'une opération de thermo-estampage, trois mécanismes peuvent influencer sur l'état de la pièce : les contrainte thermique, le retrait thermo-chimique de la matrice et l'effet de l'outil de préformage sur la pièce. Suite à la polymérisation de la matrice

obtenue par le chauffage et le refroidissement de la pièce, le retrait thermo-chimique de la matrice génère des autocontraintes considérables dans les constituants. En effet, ce retrait chimique traduit des contraintes de compression (dans la direction trame) et de traction (dans l'autre direction et au sein de la matrice [MOU 12]. À cause de ces contraintes on peut avoir plusieurs défauts comme le plissement, la décohésion fibre matrice, la rupture des fibres, froissement de la résine. Aussi, on peut avoir des contraintes de traction dans la direction orthogonal, ce qui entraîne le délaminage. Lors de procédé thermo-estampage la pièce passe par deux étapes de changement de température. D'abord, on chauffe la pièce afin de la ramollir, puis on la solidifie par refroidissement. Ce refroidissement conduit à l'apparition des contraintes résiduelles thermiques à cause de la grande différence entre les coefficients de dilatation thermique de fibres et celui de la matrice (voir figure 2.16) Un autre problème majeur qui influe sur la performance

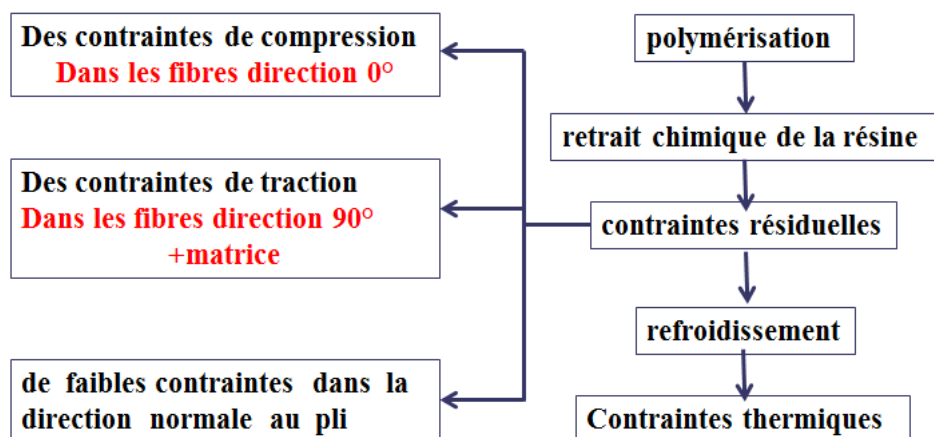


FIGURE 2.16 – les contraintes résiduelles lors de variation de température

de la pièce finale est la dispersion dimensionnelle après le démoulage de la pièce sous l'effet des contraintes résiduelles. En effet, lorsque la pièce est relâchée de contraintes extérieures, les contraintes résiduelles entraînent des déformations résiduelles au sein de la pièce. Elles sont traduites par deux principaux phénomènes : changement de forme dans le plan (gauchissement) et un changement d'angle dans les zones de courbures (voir figure 2.17).

2.2.6 Distribution non uniforme de la résine

Lors de la mise en forme des prés imprégnés et suite aux mécanismes de déformations (surtout le cisaillement). Une distribution non uniforme de fibres et de résine peut être

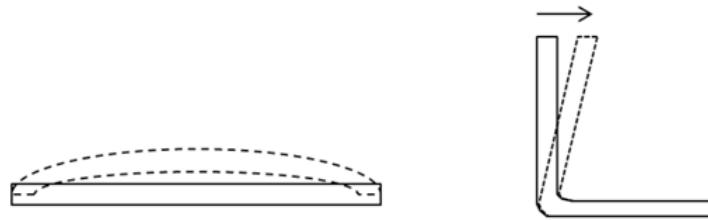


FIGURE 2.17 – déformations dues aux contraintes résiduelles induites par le procédé

obtenue. En effet, dépasser l'angle de verrouillage du renfort, entraîne la diminution de la perméabilité du renfort ce qui entraîne l'apparition des zones à faible taux de résine. Dans quelques endroits de la pièce, la résine peut venir s'accumuler. Ces zones d'accumulation de résine peuvent être la conséquence d'autre type de défauts comme les ondulations et le désalignement (voir Figure 2.18) Généralement, ces zones d'accumulation de résine

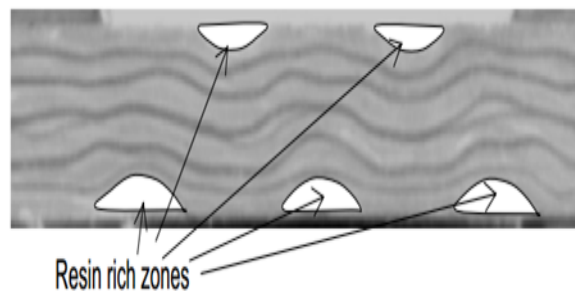


FIGURE 2.18 – Des zones riches en résine

sont localisées dans les zones qui ont des faibles rayons de courbures (voir figure 2.19)

2.3 Classification des défauts

Au sein d'une pièce fabriquée en composite tissée plusieurs défauts peuvent se manifester sur ses performances mécaniques. Ces défauts sont classés en deux grands groupes qui sont caractérisés par des effets couplés : défauts de fabrication et défauts de services. En effet, la plupart des défauts de fabrication présentent les points d'amorçages d'autres défauts de service. Par exemple, les porosités présentent les points du départ pour les fissures transverses et le délaminage local. La compréhension et la modélisation de ces défauts représentent un défi scientifique et industriel important à cause de :

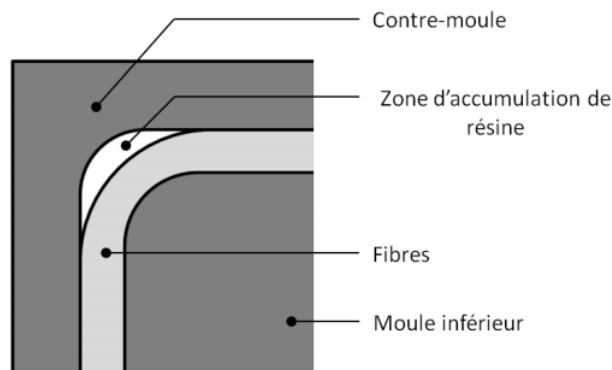


FIGURE 2.19 – Formation de l'accumulation de résine

- Variété des procédés de mise en forme et la nature de matière première
- Couplage entre les défauts
- Taille des défauts (échelle)

En raison d'un grand nombre de défauts de mise en forme (52 types à différents échelles) on ne peut pas les modéliser tous. Donc on doit les classer par ordre d'importance, en termes d'influence sur les propriétés mécaniques. En tenant compte de quelques contraintes comme :

- la capacité à prendre en compte les effets de ce défaut dans la modélisation du comportement de la pièce en service (autrement dit, un défaut qu'on ne sait prendre efficacement en compte ni via la géométrie, ni via le comportement, est sans intérêt);
- la capacité à mesurer voire idéalement à prédire numériquement l'occurrence de ce défaut (dit autrement, un défaut non quantifiable est sans intérêt pour cette étude);
- la susceptibilité de la mise en œuvre à cette typologie de défaut (dit autrement, un défaut qu'on sait aisément éviter est sans intérêt),etc. En considérant ces contraintes ci-dessus, on peut prioriser les défauts comme suit :

1. Le plissement : il est parmi les défauts les plus courants dans la mise en forme de composite tissé par thermo estampage. Les plis sont les résultats d'une accumulation d'autres types défauts à une échelle inférieurs comme les ondulations, le désalignement etc. Ce phénomène d'instabilité a un effet très majeur sur le comportement des pièces minces, notamment sur le comportement en compression et en cisaillement. La modélisation de l'effet de ce défaut sur le comportement est faite par l'ajout d'une déformation supplémentaire qui prend en compte le plisse-

ment [ROS 05]

2. L'ondulation et le désalignement des fibres : La plupart des études sur le défaut d'ondulation sont concentrés sur les phénomènes mis en jeu dans l'apparition des ondulations, mais son effet sur le composite finale et ses propriétés induites ne sont pas très documentés dans la littérature. Il est très intéressant de considérer l'effet de ce défaut sur le comportement final du composite, notamment sur la rigidité des fibres dans la direction d'ondulation.
3. la fissuration et la rupture de la matrice : Les fissurations de la matrice sont parmi les défauts les plus critiques. Elles se produisant au sein de la matrice, selon une direction transverse ou longitudinale. En se basant sur la mécanique d'endommagement on peut modéliser l'effet de ces défauts sur le comportement de la pièce. En effet, les dégradations obtenues suite à l'opération d'estampage peuvent être modélisées par des variables d'endommagement qui décrivent l'évolution de dégradation
4. La rupture des fibres en traction et en compression : elle intervient lorsque la contrainte de traction σ_f dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_{fr} de la fibre. En traction la rupture des fibres est fragile et pour cela on peut introduire des variables d'endommagement avec une évolution en échelon qui traduit la nature fragile de la rupture. Par contre, le comportement en compression est visiblement non linéaire et la rupture ultime est due à une instabilité micro-structurale à l'échelle des fibres
5. La décohésion fibre/matrice : C'est la première dégradation notable lors de la mise en forme. La conséquence mésoscopique de cette dégradation intrinsèquement microscopique est une perte de raideur apparente en cisaillement. Pour cela, ces défauts peuvent être modélisés par la mécanique d'endommagement.

2.4 Moyens de détection de défauts

2.4.1 Le contrôle visuel

Le contrôle visuel est la méthode la plus utilisée et la plus ancienne en contrôle non destructif. En effet des défauts surfaciques et macroscopiques, par exemples les délaminages, des fissures, des plissements, peuvent être détectés visuellement par l'opérateur. Il existe deux types de contrôle visuel permettant la détection de défauts surfaciques : direct et indirect. Le contrôle direct est effectué directement à l'œil nu. Par contre le

contrôle indirect est réalisé par l'intermédiaire d'un appareil appelé endoscope. Le contrôle visuel peut donner une idée sur la méthode de contrôle complémentaire à utiliser.

2.4.2 Les ultrasons

Le contrôle par ultrasons est une technique de contrôle non destructif pour détecter les défauts au sein d'une pièce. Cette technique a la capacité de détecter des défauts dans des pièces à géométries complexes. La technique est basée sur la réflexion des ondes sonores lorsqu'elles rencontrent, lors de leur propagation, des défauts. Dans cette technique, un transducteur est mis en contact avec la surface de la pièce à tester. Ce transducteur envoie des ondes ultrasonores qui vont se propager à l'intérieur de la pièce. Lorsque les ondes rencontrent un défaut interne ou une inclusion, les ondes se réfléchissent et un écho est visible sur un oscilloscope (Figure 2.20). La détection d'un défaut (position et taille) se fait par le calcul du temps mis par l'écho pour faire le trajet aller-retour par comparaison avec le temps mis pour faire l'aller-retour dans l'épaisseur de pièce exempte de défaut.

Les ultrasons sont très utilisées pour détecter des défauts tels que les délaminages, les inclusions, les macros-pores.

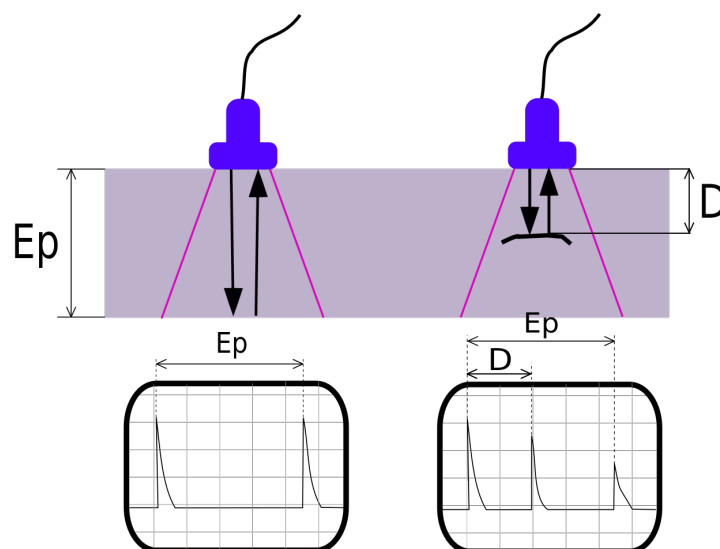


FIGURE 2.20 – Dispositif de contrôle par par ultrasons

2.4.3 Thermographie Infrarouge

Thermographie infrarouge : est une méthode de contrôle non destructif, très utilisée dans le domaine aéronautique. Elle est basée sur la mesure de flux thermique du corps. Afin de détecter un défaut présent au sein d'une pièce, il faut tout d'abord l'exciter thermiquement ou mécaniquement et la présence du défaut sera identifiée par des imperfections du transfert thermique. Une caméra infrarouge est requise dans cette technique. Le flux thermique mesuré est proportionnel à l'émissivité, c'est-à-dire la capacité d'un matériau ou d'un système d'émettre ; d'absorber ou de réfléchir de l'énergie. Deux principaux type de thermographie existent :

- thermographie infrarouge active : Dans ce cas la pièce à contrôler est excitée par une source de chaleur externe. Cette technique permet de détecter la présence éventuelle de défauts tels que le délaminage, les porosités, ect.
- thermographie infrarouge passive : Dans ce cas, les rayonnements de la pièce à contrôler sont mesurés à la température ambiante à l'aide d'une camera infrarouge.

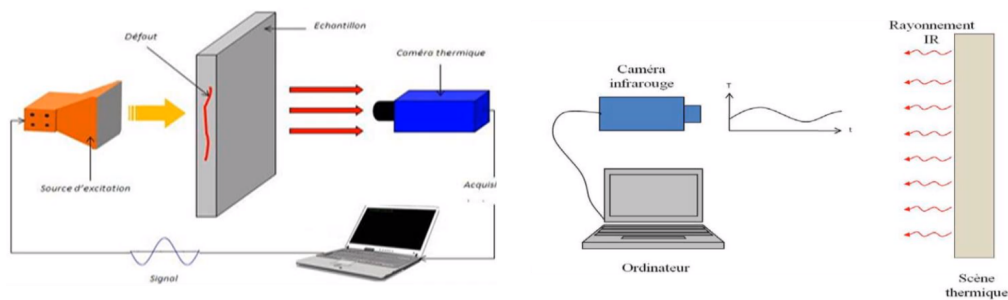


FIGURE 2.21 – Dispositif de contrôle par thermographie infrarouge (a) Active (b) Passive

2.4.4 shearographie

La shearographie est une technique interférométrique utilisant le laser comme une source lumineuse. Cette technique consiste à mesurer le gradient du déplacement d'une pièce composite qui a été soumise à des contraintes thermiques ou pneumatiques ou par excitations vibrationnelles. La présence d'un défaut est identifiée par les variations de déformations à petite échelle par rapport au reste de la pièce. Le dispositif expérimental utilisé par cette technique est composé d'une caméra CCD, un laser un système optique permettant de réaliser un cisaillement du champ vu par la caméra et une unité de traitement des données (Figure 2.22).

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

Selon les contraintes appliquées sur la pièce, trois principaux type de shearographie existent :

- Shearographie par contrainte thermique : une lampe halogène ou une lampe sont utilisés pour appliquer une contrainte sur la pièce composite. Cette contrainte thermique appliqué est faible. Cependant, elle peut varier la température au sein de la pièce et alors elle est suffisante de des déformations à la surface de l'ordre du micromètre [HUN 99, HUA 09].
- Shearographie par contrainte pneumatique : dans ce cas, la surface du matériau à contrôler est soumis à une dépression. Dans les zones contenant des défauts comme délaminages ou des porosités, la pression est différente à celle appliquée. Cette différence de pression crée des déformations.
- Shearographie par excitation vibrationnelle

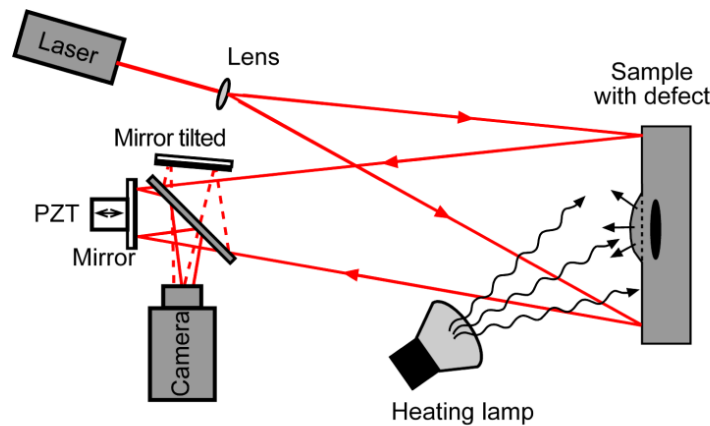


FIGURE 2.22 – Principe de fonctionnement de la shearographie [GEO 13]

2.4.5 Radiographie

Le contrôle radiographique est également utilisé pour détecter les défauts à l'intérieur d'une pièce. Durant la radiographie, la pièce à inspecter est traversée par un rayonnement (rayon X et γ) de très courte longueur d'onde. Un film placé derrière la pièce est irradié par les photons qui ont encore suffisamment d'énergie. Il récupère ainsi le radiogramme. Les zones contenant des défauts sont représentées sur le radiogramme par une variation de la densité optique.

La radiographie peut détecter plusieurs défauts dans les composites tels que les vides (suffisamment gros), les inclusions, les ruptures des fibres, et les réorientations des fibres.

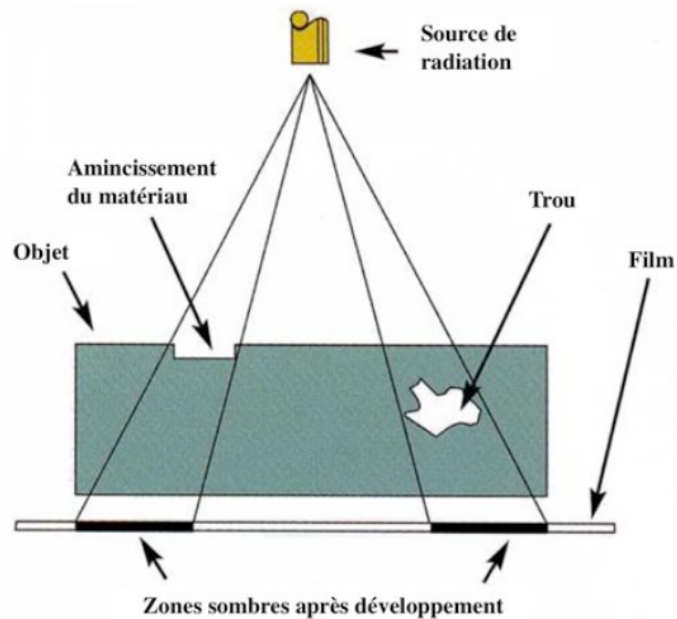


FIGURE 2.23 – Principe de fonctionnement de la radiographie

2.5 Conclusion du chapitre 2

Dans ce chapitre, un état de l'art sur les principaux défauts qui peuvent apparaître lors de la mise en forme d'un composite tissé a été présenté. L'effet induit de ces défauts sur le comportement final des pièces fabriquées a été identifié et analysé. Une classification de défauts selon des critères précis a été proposée dans la partie 2 de ce chapitre. Plusieurs techniques de contrôle non destructif, telles que la thermographie, les ultrasons, la shearographie et la radiologie ont été présentées.

2. Quelques défauts générés lors de la mise en forme des matériaux composites

Chapitre 3

Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

Sommaire

3.1	Introduction	63
3.2	Les lois hypoélastiques	63
3.2.1	Définition	63
3.2.2	Objectivité des lois hypoélastiques	64
3.2.2.1	Indifférence matérielle et principe d'objectivité	64
3.2.2.2	Dérivée objective appliquée aux lois hypoélastiques	64
3.3	Hypoélasticité adaptée pour un milieu fibreux	66
3.4	Implémentation du modèle hypo-élastique dans le code ABA-QUS/Explicit	70
3.4.1	Schéma d'intégration temporelle	70
3.4.1.1	Schémas implicites	71
3.4.1.2	Schéma explicite aux différences centrées	72
3.4.2	Algorithme de la routine VUMAT	73
3.4.3	Validation de l'implémentation numérique	75
3.4.3.1	Application numérique sur des tests élémentaires	75
3.4.3.2	Bias Extension Test (BET)	81
3.5	Simulation de mise en forme sur un hémisphère	86
3.5.1	Modèle CAO	86
3.5.2	Etude de sensibilité	87
3.5.2.1	Effet de la variation de la vitesse du poinçon	87
3.5.2.2	Effet de la variation de la force de serrage	88
3.5.2.3	Effet du coefficient de frottement	90
3.5.2.4	Effet de la variation de la rigidité de Cisaillement	92

3.6 Simulation de mise en forme d'un double dôme	92
3.7 Conclusion du chapitre 3	98

3.2.2 Objectivité des lois hypoélastiques

3.2.2.1 Indifférence matérielle et principe d'objectivité

Une loi de comportement doit vérifier le principe d'indifférence matérielle, c'est-à-dire qu'elle doit s'écrire sous une forme indépendante de l'observateur. Par conséquent, les grandeurs qui constituent la loi de comportement doivent respecter le principe de l'objectivité. En effet, l'objectivité traduit l'indépendance de ces grandeurs devant le choix du repère ou du référentiel c'est-à-dire qu'un changement du repère d'observateur n'a aucune effet sur ces grandeurs [SID 82]. Il est donc nécessaire de définir et de travailler avec des grandeurs objectives. A ce titre, on peut citer

- tout scalaire;
- tout tenseur écrit dans la configuration de référence C_0 (tel que le tenseur de déformation de Green-Lagrange $\underline{\underline{E}}$ et le second tenseur des contraintes de Piola-Kirchhoff $\underline{\underline{S}}$);
- toute dérivée temporelle d'un tenseur défini dans la configuration de référence C_0 (telle que $\underline{\underline{\dot{S}}}$ et $\underline{\underline{\dot{E}}}$).

Contrairement aux grandeurs exprimées dans la configuration non déformée C_0 , les grandeurs et leurs dérivées, exprimées dans la configuration actuelles, ne sont pas objectives.

3.2.2.2 Dérivée objective appliquée aux lois hypoélastiques

Soit $\underline{\underline{Q}}$ le tenseur qui présente la rotation d'un repère tourné par rapport à un repère de référence fixe. La dérivée objective du tenseur de contrainte de Cauchy $\underline{\underline{\sigma}}$ dans le repère tourné s'écrit sous la forme suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}}^\nabla = \underline{\underline{Q}} \cdot \left(\frac{d}{dt} \left(\underline{\underline{Q}}^T \cdot \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{Q}} \right) \right) \cdot \underline{\underline{Q}}^T \quad (3.2)$$

L'équation 3.2 peut être exprimée d'une autre manière. Pour cela, on re-calcule la dérivée temporelle directe de $\underline{\underline{\sigma}}$. Soit $\{e_1; e_2; e_3\}$ les vecteurs de base du repère tourné et $\underline{\underline{\Omega}} = \underline{\underline{\dot{Q}}} \cdot \underline{\underline{Q}}^T$ son spin. La dérivée temporelle d'un vecteur de cette base est exprimée par :

$$\dot{e}_i = \underline{\underline{\Omega}} \cdot e_i \quad (3.3)$$

Soit :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \sigma_{ij} e_i \otimes e_j \quad (3.4)$$

La dérivée temporelle du tenseur de la contrainte de Cauchy :

$$\underline{\dot{\underline{\sigma}}} = \dot{\sigma}_{ij} \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j + \sigma_{ij} \dot{\underline{e}}_i \otimes \underline{e}_j + \sigma_{ij} \underline{e}_i \otimes \dot{\underline{e}}_j \quad (3.5)$$

$$= \dot{\sigma}_{ij} \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j + \sigma_{ij} (\underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{e}_i) \otimes \underline{e}_j + \sigma_{ij} \underline{e}_i \otimes (\underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{e}_j) \quad (3.6)$$

$$= \underline{\underline{\sigma}}^\nabla + \underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}}^T \quad (3.7)$$

$$= \underline{\underline{\sigma}}^\nabla + \underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}} \quad (3.8)$$

D'où la dérivée objective en rotation de la contrainte de Cauchy a l'expression suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}}^\nabla + \underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}} \quad (3.9)$$

Dans la littérature, il existe une multitude de dérivées objectives telles que les dérivées de Jaumann, de Green-Naghdi (GN) ou de Truesdell, présentées dans le Tableau 3.1. Les deux dérivées objectives de Green Naghdi et de Jaumann sont les plus utilisées par les codes de calcul EF. Par exemple ABAQUS propose la dérivée de GN pour son solveur explicite et la dérivée de Jaumann pour son solveur implicite.

	Taux de contrainte
Dérivée de Jaumann du tenseur de Cauchy	$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla J} = \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{W}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{W}}^t$
Dérivée de Jaumann du tenseur de Kirchhoff	$\underline{\underline{\tau}}^{\nabla J} = \underline{\underline{\dot{\tau}}} - \underline{\underline{W}} \cdot \underline{\underline{\tau}} - \underline{\underline{\tau}} \cdot \underline{\underline{W}}^t$
Dérivée de Truesdell du tenseur de Cauchy	$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla \tau} = \underline{\underline{\dot{\sigma}}} + \text{div}(V) \cdot \underline{\underline{\sigma}} - (\underline{\underline{W}} + \underline{\underline{D}}) \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot (\underline{\underline{W}} + \underline{\underline{D}})^t$
Dérivée de Green-Naghdi du tenseur de Cauchy	$\underline{\underline{\sigma}}^{\nabla GN} = \underline{\underline{\dot{\sigma}}} - \underline{\underline{\Omega}} \cdot \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}} \cdot \underline{\underline{\Omega}}^t$ $\underline{\underline{\Omega}} = \underline{\underline{\dot{R}}} \cdot \underline{\underline{R}}^t$

Tableau 3.1 – Différentes dérivées objectives

Dans le cas de Green Naghdi, la dérivée objective est basée sur le tenseur de la rotation $\underline{\underline{R}}$ issu de la décomposition polaire du gradient de la transformation. Par contre la dérivée objective de Jaumann est basée sur la rotation $\underline{\underline{R}}_S$ du repère corotationnel [DAF 83].

Outre la problématique de l'objectivité de la loi de comportement, les renforts fibreux

possèdent d'autres difficultés lors de leurs modélisations, notamment le suivi de la direction des fibres. En effet, les renforts tissés sont constitués de deux directions principales. C'est pour cela la matrice de rigidité globale du matériau est fortement orientée par ces deux directions d'anisotropie. Toutefois, les dérivées de Green Naghdi et Jaumann ne sont pas capables de suivre d'une façon précise les directions matérielles. En effet, les modèles de comportement basés sur les dérivées de Green Naghdi et de Jaumann ne sont pas suffisants pour décrire le comportement du renfort, en particulier en cisaillement. Par conséquent, il est nécessaire de proposer une formulation corrective afin d'améliorer ces modèles hypoélastiques. Cela consiste à utiliser une dérivée objective basée sur la rotation matérielle des fibres. Contrairement à la méthode de Green Naghdi, la rotation matérielle qui assure l'objectivité des différentes grandeurs manipulées est basée sur le tenseur gradient de la transformation $\underline{\underline{F}}$.

3.3 Hypoélasticité adaptée pour un milieu fibreux

Hagege [HAG 04] a montré dans ses travaux que les dérivées classiques de Green Naghdi et Jauman ne permettent pas de suivre parfaitement la rotation des fibres et donc elles ne sont pas capables d'assurer l'objectivité de la loi de comportement d'une mèche. Pour cela, Hagege [HAG 04] a défini une nouvelle dérivée objective calculée dans un repère qui suit parfaitement la direction matérielle des fibres. Cette loi hypoélastique a été utilisée pour décrire le comportement en traction biaxiale d'un renfort tricoté. Badel a développé la loi hypoélastique de Hagege pour l'appliquer sur un renfort tissé et il a notamment mis au point une simulation satisfaisante du cisaillement d'une maille de renfort tissé (Figure 3.1). Les deux modèles ne considèrent qu'une seule direction matérielle (direction de la mèche). Une extension à l'échelle macroscopique du précédent modèle a été proposée par Khan et al. [KHA 09] afin de simuler la mise en forme d'un milieu bidirectionnel. Les deux vecteurs \underline{f}_1 et \underline{f}_2 coïncident avec les positions actuelles des mèches chaîne et trame (Figure 3.2). Les directions actuelles des fibres \underline{f}_1 et \underline{f}_2 sont calculées à partir des directions initiales notées \underline{f}_1^0 et \underline{f}_2^0 , supposées initialement orthogonales et du gradient du tenseur de la transformation $\underline{\underline{F}}$. Les directions actuelles des fibres sont exprimées par

$$\underline{f}_i = \frac{\underline{\underline{F}} \cdot \underline{f}_i^0}{\left\| \underline{\underline{F}} \cdot \underline{f}_i^0 \right\|} \quad i = 1, 2 \quad (3.10)$$

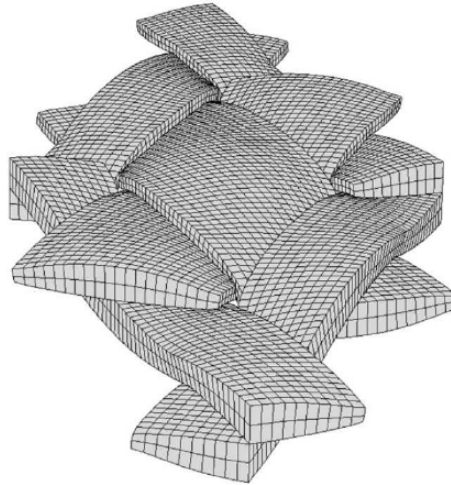


FIGURE 3.1 – Cisaillement d’une maille élémentaire de taffetas [BAD 08a]

Soient, \underline{e}_1 et \underline{e}_2 les deux vecteurs de la base de Green Naghdi obtenus par la rotation polaire $\underline{\underline{R}}$ et les vecteurs initiales \underline{e}_1^0 et \underline{e}_2^0

$$\underline{e}_i = \frac{\underline{\underline{R}} \cdot \underline{e}_i^0}{\|\underline{\underline{R}} \cdot \underline{e}_i^0\|} \quad i = 1, 2 \quad (3.11)$$

Initialement, les vecteurs de l’orientation initiale des fibres sont confondus avec les

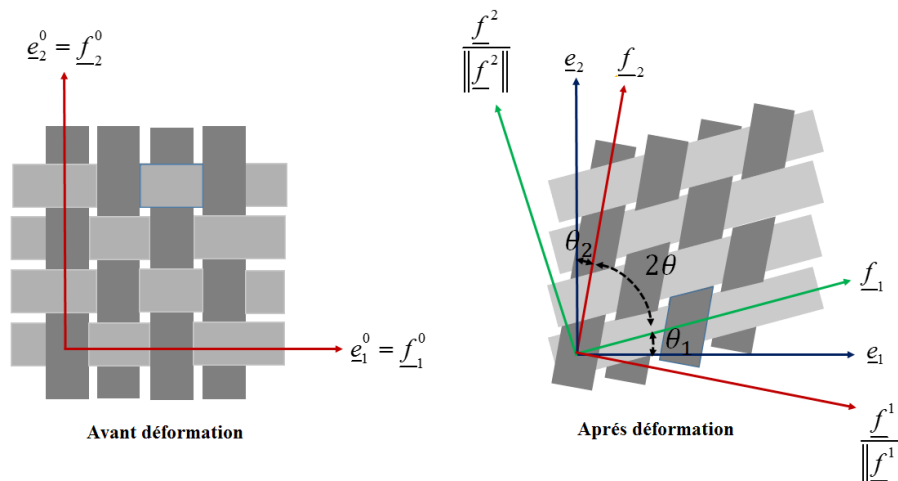


FIGURE 3.2 – Orientations initiale et finale des mèches

vecteurs de l’orientation initiale de la base de Green Naghdi. Néanmoins, après une déformation donnée, par exemple une déformation par cisaillement, les vecteurs actuels des fibres ne restent plus orthogonaux mais ils sont décalés par rapport aux vecteurs de

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

la base de Green Nagdhi par θ_1 et θ_2 . Dans le présent modèle, deux bases orthogonales sont construites. Chacune est basée sur l'un des deux vecteurs actuels des fibres. En effet, la première base orthogonale, notée $B_{f_1} = (\underline{f}_1; \underline{f}^2 / \|\underline{f}^2\|)$, est formée par le premier vecteur \underline{f}_1 et le vecteur unitaire $\underline{f}^2 / \|\underline{f}^2\|$. Par contre, la deuxième base orthogonale, notée $B_{f_2} = (\underline{f}^1 / \|\underline{f}^1\|; \underline{f}_2)$, est basée sur le vecteur \underline{f}_2 et le vecteur unitaire $\underline{f}^1 / \|\underline{f}^1\|$. $B_e = (\underline{e}_1; \underline{e}_2)$ désigne la base actuelle de Green Nagdhi. Soit θ_1 l'angle entre les deux vecteurs actuels \underline{f}_1 et \underline{e}_1 . De même θ_2 présente l'angle entre les deux vecteurs \underline{f}_2 et \underline{e}_2 . Ces deux angles peuvent être déterminés à partir des formules trigonométriques suivantes :

$$\cos(\theta_i) = \frac{\underline{e}_i \cdot \underline{f}_i}{\|\underline{e}_i\| \|\underline{f}_i\|} \quad (3.12)$$

$$\sin(\theta_i) = \frac{\underline{e}_i \times \underline{f}_i}{\|\underline{e}_i\| \|\underline{f}_i\|} \quad (3.13)$$

Deux matrices de passage entre la bases de Green Nagdhi et les deux bases des fibres ont été développées afin d'assurer le transfert de différents tenseurs entre les bases. Par conséquent, on note $[T]_i$ la matrice de passage entre la base orthonormée actuelle B_{f_i} et la base actuelle de Green Nagdhi B_e . La matrice de passage est donnée par l'expression suivante :

$$[T]_i = \begin{bmatrix} \cos \theta_i & -\sin \theta_i \\ \sin \theta_i & \cos \theta_i \end{bmatrix} \quad i = 1, 2 \quad (3.14)$$

Dans un code de calcul par éléments finis, par exemple ABAQUS explicite, l'incrément de la déformation est donnée en chaque point d'intégration et à chaque incrément du temps. L'incrément de la déformation est exprimé dans la base de Green Nagdhi. Il doit être converti dans les bases liées aux directions des fibres par la formule suivante :

$$\begin{bmatrix} d\varepsilon_{11} & d\varepsilon_{12} \\ d\varepsilon_{21} & d\varepsilon_{22} \end{bmatrix}_{f_i} = [T]_i^T \begin{bmatrix} d\varepsilon_{11} & d\varepsilon_{12} \\ d\varepsilon_{21} & d\varepsilon_{22} \end{bmatrix}_e [T]_i \quad (3.15)$$

Dans chaque base de fibre, la loi de comportement s'écrit sous la forme :

$$[d\sigma]_{f_i} = [C_i]_{f_i} [d\varepsilon]_{f_i} \quad i = 1, 2 \quad (3.16)$$

Les matrices de comportement $[C_i]_{f_i}$ sont supposées orthotropes dans les bases matérielles liées aux fibres. Dans cette étude les matrices de comportement n'ont que deux

rigidités non nulles : la rigidité longitudinale (E_1 et E_2) et la rigidité de cisaillement G_{12} .

$$[C_1]_{f_1} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & E_2 & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{bmatrix} \quad (3.17)$$

$$[C_1]_{f_1} = \begin{bmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{bmatrix} \quad (3.18)$$

En utilisant la formule de Hughes et Winget [HUG 80] couramment utilisée dans les codes de calcul par éléments finis, l'intégration de la loi de comportement entre les deux instants suffisamment petits t_n et t_{n+1} donne :

$$\left[\underline{\underline{\sigma}}^{n+1} \right]_{\underline{f}_i^{n+1}} = \left[\underline{\underline{\sigma}}^n \right]_{\underline{f}_i^n} + \left[\underline{\underline{C}}^{n+1/2} \right]_{\underline{f}_i^{n+1/2}} \left[\underline{\underline{D}}^{n+1/2} \right]_{\underline{f}_i^{n+1/2}} \quad (3.19)$$

Dans l'équation 3.19, les tenseurs des taux de déformation $\underline{\underline{D}}$ et de comportement du matériau $\underline{\underline{C}}$ sont exprimés au milieu du pas de temps $t_{n+1/2}$. Par contre les autres tenseurs sont exprimés à la fin du pas de temps t_{n+1} . Badel [BAD 08a] a montré dans ses travaux de recherches que la projection des tenseurs $\underline{\underline{D}}$ et $\underline{\underline{C}}$ dans la base $B_{\underline{f}_i^{n+1/2}}$ est égale à la projection dans la base $B_{\underline{f}_i^{n+1}}$ de son image par la rotation effectuée entre les instants $t_{n+1/2}$ et t_{n+1} . Enfin, la contrainte exprimée dans la base GN est donnée comme suit :

$$\left[\underline{\underline{\sigma}}^{n+1} \right]_e = [T]_1 \left[\underline{\underline{\sigma}}^{n+1} \right]_{\underline{f}_1^{n+1}} [T]_1^T + [T]_2 \left[\underline{\underline{\sigma}}^{n+1} \right]_{\underline{f}_2^{n+1}} [T]_2^T \quad (3.20)$$

3.4 Implémentation du modèle hypo-élastique dans le code ABAQUS/Explicit

3.4.1 Schéma d'intégration temporelle

Dans un problème dynamique non linéaire, la résolution des équations de la dynamique est effectuée pas à pas l'aide d'un schéma d'intégration temporelle itératif.

$$[M] \cdot \{\ddot{u}\} + [C] \cdot \{\dot{u}\} = \{f\}_{ext} - \{f\}_{int} \quad (3.21)$$

Où u est un vecteur contenant tous les degrés de liberté du modèle (déplacements des noeuds), $[M]$ est la matrice de masse, $[C]$ est la matrice d'amortissement, f_{ext} et f_{int} présentent respectivement les vecteurs des efforts internes et externes aux noeuds. La discrétisation du temps en incréments espacés par un pas de temps donné, permet d'exprimer l'équation dynamique à l'incrément i par :

$$[M] \cdot \{\ddot{u}\}^i + [C] \cdot \{\dot{u}\}^i = \{f\}_{ext}^i - \{f\}_{int}^i \quad (3.22)$$

Le schéma d'intégration temporelle définit la manière dont sont calculés le déplacement u , la vitesse \dot{u} et l'accélération \ddot{u} à chaque incrément de temps. Les schémas de Newmark sont les plus utilisés, dans lesquels le déplacement et la vitesse sont d'abord développés en séries de Taylor et tronqués au jerk avec deux coefficients de pondération sur celui-ci :

$$u^{(i+1)} = u^{(i)} + \Delta t^{(i)} \dot{u}^{(i)} + \frac{(\Delta t^{(i)})^2}{2} \ddot{u}^{(i)} + \beta (\Delta t^{(i)})^2 \dot{\ddot{u}}^{(i)} \quad (3.23)$$

$$\dot{u}^{(i+1)} = \dot{u}^{(i)} + \Delta t^{(i)} \ddot{u}^{(i)} + \gamma (\Delta t^{(i)})^2 \dot{\ddot{u}}^{(i)} \quad (3.24)$$

Entre deux instant t_n et t_{n+1} , l'accélération est supposée linéaire et donc le jerk peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\dot{\ddot{u}}^{(i)} = \frac{\ddot{u}^{(i+1)} - \ddot{u}^{(i)}}{\Delta t^{(i)}} \quad (3.25)$$

En remplaçant le jerk par l'expression (Équation 3.25) dans les formules (Équation 3.23 et Équation 3.24), les expressions classiques du déplacement et de la vitesse associées au schéma de Newmark sont alors obtenues en réintégrant cette expression dans les

équations

$$u^{(i+1)} = u^{(i)} + \Delta t^{(i)} \dot{u}^{(i)} + \frac{(\Delta t^{(i)})^2}{2} \left((1 - 2\beta) \ddot{u}^{(i)} + 2\beta \ddot{u}^{(i+1)} \right) \quad (3.26)$$

$$\dot{u}^{(i+1)} = \dot{u}^{(i)} + \Delta t^{(i)} \left((1 - \gamma) \ddot{u}^{(i)} + \gamma \ddot{u}^{(i+1)} \right) \quad (3.27)$$

Le schéma d'intégration temporelle fait intervenir les 2 paramètres β et γ . Le choix des valeurs de ces paramètres permet d'obtenir un schéma d'intégration implicite ou explicite. La stabilité et la précision du schéma dépendent également de ces deux paramètres. Dans le schéma explicite, le déplacement à l'incrément $i + 1$ est exprimé en fonction

Schéma	β	γ
Accélération moyenne	1/4	1/2
Accélération linéaire	1/6	1/2
Fox-Goodwin	1/12	1/2
Accélération moyenne modifiée	$(1 + \gamma)^2/4$	1/2

Tableau 3.2 – Schémas implicites classiques dérivés du schéma de Newmark

du déplacement, de la vitesse et de l'accélération à l'incrément i . Si $(\beta, \gamma) = (0, 0)$, le schéma est purement explicite. Si $(\beta, \gamma) = (0, 1/2)$, le schéma est dite explicite aux différences centrées. Au contraire dans un schéma implicite, le déplacement à l'incrément $i + 1$ ne peut pas être calculé explicitement à partir de la vitesse et de l'accélération à l'incrément i .

3.4.1.1 Schémas implicites

Dans un schéma implicite, il n'est pas possible de calculer directement le déplacement à l'incrément $i + 1$ à partir des données connues à l'incrément i (la vitesse et le déplacement). Il est donc nécessaire de prédire la solution à partir des données connues à l'incrément i . Ensuite un algorithme itératif est mis en place afin de corriger la prédiction et faire converger la solution vers une solution satisfaisant l'équation d'équilibre. Le tableau 3.2 présente les schémas implicites les plus classiques

La stabilité de ces schémas implicites dépendent de valeurs de deux paramètres γ et β .

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

Dans le cas où $2\beta \geq \gamma \geq 1/2$, le schéma implicite est inconditionnellement stable. Si $2\beta < \gamma$ et $\gamma \geq 1/2$, le schéma est conditionnellement stable.

3.4.1.2 Schéma explicite aux différences centrées

Dans un schéma explicite aux différences centrées où $\beta = 0$ et $\gamma = 1/2$, les formules de Newmark deviennent :

$$u^{(i+1)} = u^{(i)} + \Delta t^{(i)} \dot{u}^{(i)} + \frac{(\Delta t^{(i)})^2}{2} \ddot{u}^{(i)} \quad (3.28)$$

$$\dot{u}^{(i+1)} = \dot{u}^{(i)} + \frac{\Delta t^{(i)}}{2} (\ddot{u}^{(i)} + \ddot{u}^{(i+1)}) \quad (3.29)$$

Pour un pas de temps constant, l'accélération est exprimée à partir de l'équation 3.28 par :

$$\ddot{u}^{(i)} = \frac{u^{(i+1)} - u^{(i)}}{\frac{(\Delta t)^2}{2}} - \frac{\dot{u}^{(i)}}{\frac{\Delta t}{2}} \quad (3.30)$$

En substituant la nouvelle expression de l'accélération dans les équations 3.29 et 3.28, on obtient les relations suivantes :

$$\dot{u}^{(i)} = \frac{u^{(i+1)} - u^{(i-1)}}{2\Delta t} \quad (3.31)$$

$$\ddot{u}^{(i)} = \frac{u^{(i+1)} - 2u^{(i)} + u^{(i-1)}}{(\Delta t)^2} \quad (3.32)$$

Lorsque $\beta = 0$ et $\gamma = 1/2$ les dérivées du déplacement sont donc approchées par différences centrées. C'est pourquoi ce schéma est dit explicite aux différences centrées.

A chaque incrément du temps l'accélération $\ddot{u}^{(i)}$ est calculée à l'aide de l'équation de la dynamique 3.22. Ce genre de schéma est donc plus aisé à implémenter qu'un schéma implicite, car il n'est pas nécessaire de mettre en place un algorithme faisant converger la solution à chaque pas de temps. Cependant, ce schéma explicite est conditionnement stable. En effet ce schéma n'est stable que lorsque le pas du temps soit en dessous d'une valeur critique $\Delta t_{crit}^{(i)}$. Ce pas de temps critique correspond au temps de propagation d'une onde de compression dans un élément. Il dépend donc de la plus petite dimension d'élément dans la discrétisation en éléments finis, de la densité du matériau et de sa rigidité. Le matériau pouvant avoir un comportement non-linéaire, l'incrément de temps critique doit être réévalué à chaque pas de temps. Un coefficient de sécurité α est généralement

mis en place afin de s'assurer que le pas de temps critique n'est pas dépassé :

$$\Delta t^{(i)} = \alpha \cdot \Delta t_{crit}^{(i)} \quad (3.33)$$

Le code de calcul par élément finis Abaqus/Explicit utilise ce schéma aux différences centrées. Le calcul du pas de temps critique associé à chaque élément est effectué par Abaqus de la façon suivante :

$$\Delta t_{crit}^{(i)} = \min_{element} \left(L^e \sqrt{\frac{\rho}{\lambda^e + 2\mu^e}} \right) \quad (3.34)$$

avec L^e la plus petite dimension de l'élément, ρ la densité du matériau dans l'élément, et λ^e et μ^e des coefficients de Lamé équivalents. Cette façon de calculer le pas de temps critique convient pour les matériaux faiblement non-linéaires et/ou faiblement anisotropes. Pour les matériaux étudiés dans ce manuscrit, au comportement fortement anisotrope, un pas de temps critique maximum sera calculé manuellement et imposé à ABAQUS, à l'aide de la formule suivante :

$$\Delta t_{crit}^{(i)} = \sqrt{\frac{\rho}{E}} \min_{element} (L^e) \quad (3.35)$$

où E est une estimation du module d'élasticité maximal du matériau, pour le calcul considéré.

3.4.2 Algorithme de la routine VUMAT

L'implémentation des nouvelles lois de comportement dans ABAQUS explicite se fait par l'intermédiaire d'une routine VUMAT (Vectorized User Material), codée en FORTRAN. ABAQUS appelle cette routine utilisateur à chaque pas du temps et à chaque point d'intégration la VUMAT afin d'actualiser les contraintes à l'incrément $i + 1$ en fonction des contraintes à l'incrément i .

Dans le cas des grandes transformations, le code ABAQUS Explicit utilise la dérivée objective de Green Nagdhi qui est basée sur le tenseur de la rotation polaire \underline{F} issu de la décomposition polaire du gradient de la transformation \underline{F} . Pour cela, tous les données d'entrées que fournit ABAQUS sont exprimées dans la base de Green Nagdhi. Toutefois, comme expliquée dans les sections précédentes, la dérivée de Green Nagdhi ne donne pas des bons résultats dans le cas d'un milieu fibreux et il est donc nécessaire d'utiliser une dérivée liée aux directions des fibres. La routine développée permet alors de cumuler les déformations et les contraintes dans une base matérielle liée aux fibres et non dans

la base de Green Nagdhi.

L'algorithme implémenté dans la VUMAT pour l'actualisation de la contrainte est pré-

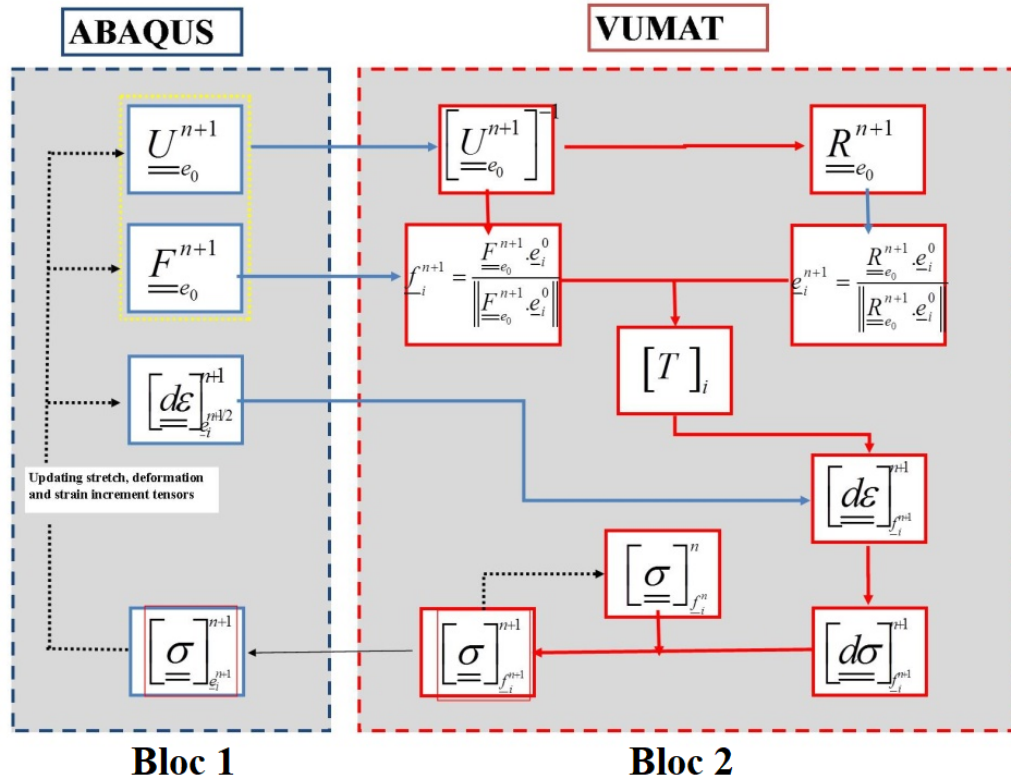


FIGURE 3.3 – Algorithme de l'implémentation de la VUMAT du modèle hypo-élastique

présenté sur la Figure 3.3. Le bloc 1 présente les données fournies par le code ABAQUS/explicite et le bloc en rouge présente les résultats issus du programme codé VUMAT. A la fin du pas de temps t_{n+1} , le tenseur de gradient de la transformation $[F^{n+1}]_{e_i}$ et le tenseur de déformation droit $[U^{n+1}]_{e_i^0}$ sont fournis par le code de calcul dans la base initiale de Green Nagdhi. Ensuite, le bloc 2 est exploité pour calculer les composantes de l'inverse du tenseur des déformations pures à droite $[U^{n+1}]_{e_i^0}^{-1}$. Ce dernier est utilisé pour calculer le tenseur de la rotation polaire $[R^{n+1}]_{e_i^0}$. Les vecteurs de Green Nagdhi $\{e_i^{n+1}\}$ et de fibres $\{f_i^{n+1}\}$ sont actualisés par les équations. En se basant sur les vecteurs actualisés de Green Nagdhi et des fibres, on calcule les deux matrices de passage entre les bases fibres et la base de Green Nagdhi. Comme le tenseur de l'incrément de la déformation au milieu du pas de temps, donné par ABAQUS, et exprimé dans la base orthonormée de Green Nagdhi, il est primordial de le transférer aux bases matérielles liées aux fibres. Puis on calcule l'incrément de contraintes et le cumul des contraintes dans les

bases liées aux fibres grâce à l'équation 3.19. Enfin, les contraintes sont exprimées dans la base de Green Naghdi par l'équation 3.20.

3.4.3 Validation de l'implémentation numérique

3.4.3.1 Application numérique sur des tests élémentaires

Le but de cette section est de vérifier la bonne intégration du modèle au code de calcul par éléments finis ABAQUS et sa capacité à reproduire les équations qui le régissent. Pour cela on compare les résultats obtenus par la VUMAT effectués sur quelques tests élémentaires sur un carré unitaire maillé par un seul élément M3D4R , avec ceux obtenus par un calcul analytique. Dans ces tests, le tissu est initialement orienté à 0/90.

3.4.3.1.a Test de cisaillement

Dans ce test, on va développer l'expression analytique de la contrainte afin de vérifier qu'on a bien implémenté les équations dans la VUMAT. Pour cela, on corrèle la solution analytique avec la solution numérique renvoyée par le code ABAQUS en utilisant la routine. Le test de cisaillement simple consiste à appliquer sur un carré unitaire un champ de déplacement correspondant à une cinématique de cisaillement simple (voir figure 3.4).

Considérons M un point matériel du parallélogramme cisailé. Notons X_i les coordon-

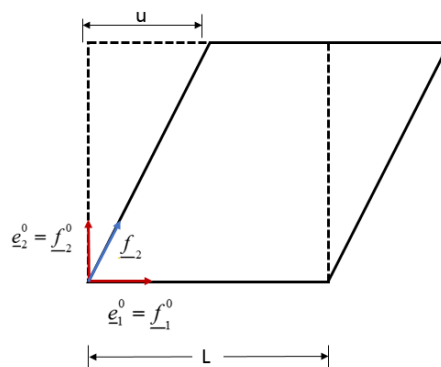


FIGURE 3.4 – Cisaillement simple d'un cube unitaire

nées du point M dans la configuration non déformée (initiale) et x_i ses coordonnées dans

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

la configuration cisailée

$$\begin{cases} x_1 = X_1 + u \cdot X_2 \\ x_2 = X_2 \\ x_3 = X_3 \end{cases} \quad (3.36)$$

Par définition, le tenseur gradient de la transformation est :

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (3.37)$$

Le tenseur gradient de la transformation s'écrit dans la base initiale :

$$[\underline{F}]_{\{e_i^0\}} = \begin{bmatrix} 1 & u & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.38)$$

Le tenseur de dilatation $\underline{\underline{C}}$ est calculé immédiatement à partir du tenseur gradient de la transformation \underline{F} par la relation suivante :

$$[\underline{\underline{C}}]_{\{e_i^0\}} = [\underline{F}^T]_{\{e_i^0\}} [\underline{F}]_{\{e_i^0\}} \quad (3.39)$$

Afin de calculer le tenseur des déformations pures \underline{U} , on doit diagonaliser le tenseur $\underline{\underline{C}}$. Dans la base principale, le tenseur $\underline{\underline{C}}$ est relié au tenseur \underline{U} par la relation suivante :

$$[\underline{U}]_{\{e_i^0\}} = [\sqrt{\underline{\underline{C}}}]_{\{e_i^0\}} \quad (3.40)$$

Nous obtenons

$$[\underline{U}]_{\{e_i^0\}} = \frac{1}{\sqrt{1+u^2/4}} \begin{bmatrix} 1 & u/2 & 0 \\ u/2 & 1+u^2/2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.41)$$

A partir de la décomposition polaire du tenseur de transformation \underline{F} , on déduit le tenseur de la rotation pure \underline{R} :

$$[\underline{R}]_{\{e_i^0\}} = [\underline{F}]_{\{e_i^0\}} [\underline{U}^{-1}]_{\{e_i^0\}} = \frac{1}{\sqrt{1+u^2/4}} \begin{bmatrix} 1 & u/2 & 0 \\ -u/2 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.42)$$

Afin de comparer les résultats analytiques avec ceux obtenus par la simulation numérique, le paramètre u est fixé à 1.

Vu la cinématique du test et l'absence des interactions entre fibres, l'état de contrainte doit rester nul. Ce qui confirme la corrélation entre le calcul numérique et analytique.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{f_i} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} \simeq \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.43)$$

3.4.3.1.b Test de traction suivi d'un cisaillement

Ce test consiste à exercer sur un cube unitaire une elongation de 2 dans la direction des fibres suivie de la même transformation (cinématique de cisaillement simple) qu'au premier test. En ajoutant à la cinématique du cisaillement simple un nouveau paramètre v . Dans ce cas la transformation d'un test de traction suivie d'un cisaillement simple s'écrit :

$$\begin{cases} x_1 = X_1 + v \cdot X_1 + u \cdot X_2 \\ x_2 = X_2 \\ x_3 = X_3 \end{cases} \quad (3.44)$$

Dans le reste de calcul u et v sont égaux à 1.

On définit à chaque étape un tenseur du gradient de transformation

$$[\underline{F}]_{e_i^0}^{traction} = \begin{bmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.45)$$

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

et

$$\underline{\underline{F}}_{e_i^0}^{cisaillement} = \begin{bmatrix} 2 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.46)$$

Résultats après tension

Pendant l'étape de la tension le tenseur des déformations pures est égale à :

$$\underline{\underline{U}}_{e_i^0}^{traction} = \begin{bmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 2 & 1.95 e^{-8} & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.47)$$

Le tenseur de la rotation pure n'évolue pas dans cette partie de l'essai. Les bases maté-

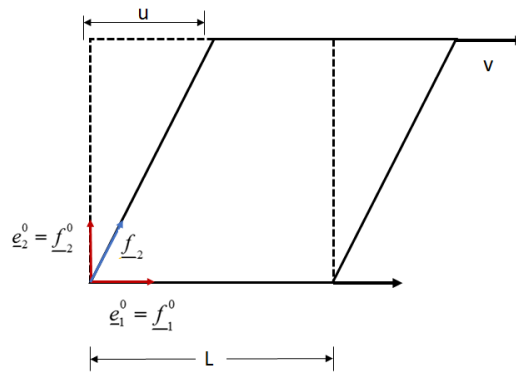


FIGURE 3.5 – Cisaillement simple suivi d'une traction d'un cube unitaire

rielles et de Green Naghdi restent confondues avec la base initiale $\underline{e}_i = \underline{e}_i^0$ et $\underline{f}_i = \underline{e}_i^0$.

Le tenseur de la déformation reste identique dans les deux bases :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix}_{e_i} = \begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix}_{f_i} = \begin{bmatrix} 0.693 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 0.693 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.48)$$

l'état de contrainte obtenue dans la tension est :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{\underline{e}_i} = \begin{bmatrix} 23908.5 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 23908.5 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.49)$$

Résultats après Cisaillement

le tenseur des déformations pures est égale à :

$$\begin{bmatrix} \underline{U} \end{bmatrix}_{\underline{e}_i}^{cisaillement} = \begin{bmatrix} 0.8944 & 0.4472 & 0 \\ 0.4472 & 1.3416 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 0.8944 & 0.4472 & 0 \\ 0.4472 & 1.3420 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.50)$$

Le tenseur de la rotation pure évolue en fonction du chargement et par conséquent les vecteurs des bases changent.

Compte tenu des interactions nulles entre les fibres et de la cinématique du test, l'état de contrainte doit rester constant pendant la seconde phase de ce test.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{\underline{e}_i} = \begin{bmatrix} 23908.5 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 23908.5 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.51)$$

3.4.3.1.c Traction suivi d'une rotation rigide

Une élongation de 2 est imposée dans la direction des fibres avant de procéder à une rotation de 45°. (voir figure 3.6).

Dans cet essai la transformation s'écrit en deux étapes. En effet, durant la phase de traction la transformation est comme suit :

$$\begin{cases} x_1^{tr} = X_1 + uX_1 \\ x_2^{tr} = X_2 \\ x_3^{tr} = X_3 \end{cases} \quad (3.52)$$

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

Ensuite pour la phase de rotation rigide, la transformation s'exprime en fonction des coordonnées actuelles. D'une façon générale le vecteur de la position actuelle a la forme suivante :

$$\underline{x}^r = \underline{\underline{Q}}(t) \cdot \underline{x}^{tr} + \underline{c} \quad (3.53)$$

Dans ce cas particulier, le tenseur de la rotation rigide $\underline{\underline{Q}}$ correspond à la matrice d'une rotation d'un angle 45° :

$$\underline{\underline{Q}} = \begin{bmatrix} \frac{\sqrt{2}}{2} & -\frac{\sqrt{2}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{2}}{2} & \frac{\sqrt{2}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.54)$$

Le tenseur du gradient de transformation à la fin du test s'écrit :

$$[\underline{\underline{F}}]_{e_i^0}^r = \underline{\underline{Q}} \cdot [\underline{\underline{F}}]_{e_i^0} = \begin{bmatrix} \frac{\sqrt{2}}{2}(1+u) & -\frac{\sqrt{2}}{2} & 0 \\ \frac{\sqrt{2}}{2}(1+u) & \frac{\sqrt{2}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.55)$$

En comparant le tenseur du transformation obtenu analytiquement avec celui obtenu via la VUMAT pour un déplacement $u = 1$:

$$[\underline{\underline{F}}]_{e_i^0}^r = \begin{bmatrix} \sqrt{2} & -\sqrt{2}/2 & 0 \\ \sqrt{2} & \sqrt{2}/2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 1.478 & -0.736 & 0 \\ 1.347 & 0.739 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.56)$$

Les trois tenseurs qui mesurent la déformation ne sont pas affectés par la rotation rigide. D'où on a :

$$[\underline{\underline{U}}]_{e_i^0}^r = \begin{bmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 2 & 0 & 0 \\ 0 & 0.999 & 0 \\ 0 & 0 & 0.999 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.57)$$

Avant la rotation rigide et au cours de la phase de traction, la base matérielle et de Green Naghdi restent confondues avec la base initiale. Pour cela le vecteur de la déformation

est :

$$\begin{bmatrix} \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \end{bmatrix}_{e_i^0}^r = \begin{bmatrix} 0.693 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 0.693 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.58)$$

Maintenant, on déduit la contrainte dans la base matérielle :

$$\begin{bmatrix} \underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}} \end{bmatrix}_{e_i^0}^r = \begin{bmatrix} 2.391e^4 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 2.390e^4 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.59)$$

Nous constatons une bonne corrélation entre les résultats analytiques et numériques. Dans la deuxième étape on va tester l'objectivité de la loi implémentée. Le principe d'objectivité assure que toute rotation du référentiel n'a aucun effet sur les grandeurs physiques, notamment le tenseur des contraintes. L'état de contrainte après la rotation rigide est comme suit :

$$\begin{bmatrix} \underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}} \end{bmatrix}_{e_i^0}^r = \begin{bmatrix} 2.390e^4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}_{analytique} = \begin{bmatrix} 2.391e^4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}_{VUMAT} \quad (3.60)$$

3.4.3.2 Bias Extension Test (BET)

Dans la section précédente, la validation du modèle est faite par confrontation simulation/calcul pour des essais élémentaires sur un cube élémentaire. Toutefois, il est nécessaire de passer à une autre étape de validation qui consiste à vérifier l'implantation du modèle dans le cadre d'un calcul de structure. Dans cette optique, on va simuler le bias extension test.

Ce test consiste à établir un état de cisaillement simple à partir d'un essai de traction sur une machine de traction traditionnelle. En effet, Il consiste à découper une éprouvette de forme rectangulaire de tissu de sorte à avoir les directions chaîne et trame inclinées à 45° par rapport à la direction de traction (voir figure 3.7). Le bias extension test s'est

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

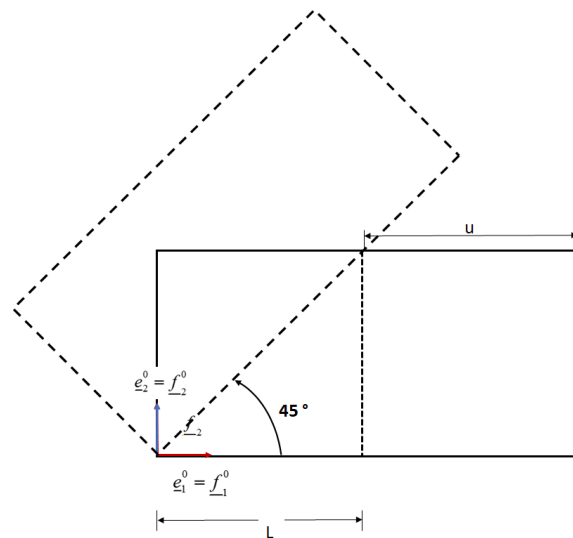


FIGURE 3.6 – Traction suivi d'une rotation rigide d'un cube unitaire

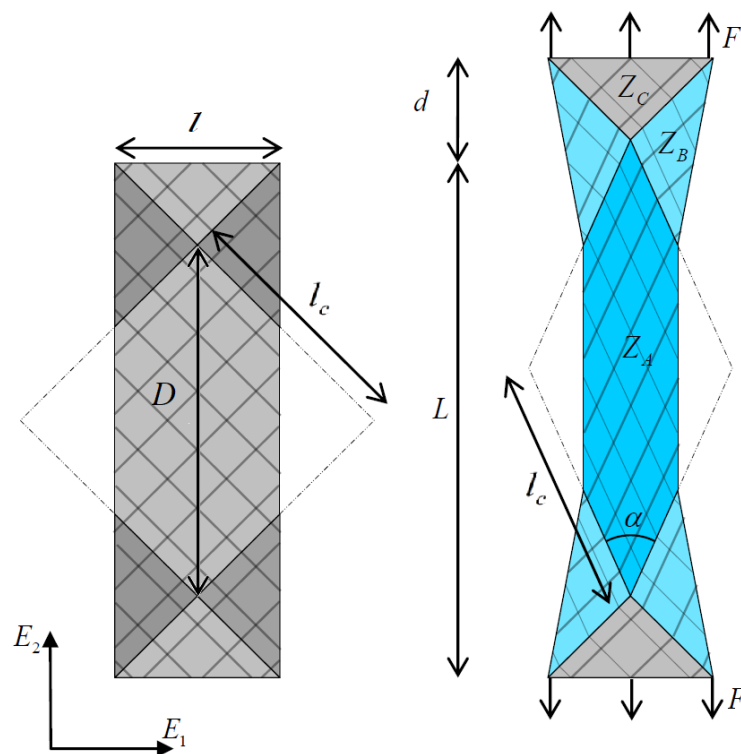


FIGURE 3.7 – Cinématique du Bias-Test

basé sur des hypothèses. Premièrement, on suppose que la rigidité des mèches est très grande devant celle de cisaillement et donc les mèches sont inextensibles. Deuxièmement, on suppose que les mèches ne peuvent pas glisser entre eux et alors elles peuvent seulement pivoter les unes par rapport aux autres autour au points d'intersections : c'est l'hypothèse de non glissement. Cette dernière hypothèse a été bien vérifiée lors de mises en forme par Boisse et al [BOI 95]. Dans le cas d'un bias extension test, elle s'avère valable jusqu'à des angles de cisaillement de 40° [GAT 10]. Si ces dernières hypothèses sont vérifiées, trois types de zones se forment au sein de l'éprouvette.

- une zone centrale (rouge sur le schéma) dans laquelle le tissu est cisailé
- une zone non cisailée (en vert)
- une zone de cisaillement intermédiaire (en bleu) dite demi cisailée

Connaissant la cinématique de l'essai et en adoptant les hypothèses précédente, l'angle de cisaillement γ située dans la zone centrale de l'éprouvette est reliée au déplacement des mors par la relation suivante

$$\gamma = \frac{\pi}{2} - 2\cos^{-1}\left(\frac{D+d}{\sqrt{2D}}\right) \quad (3.61)$$

Avec D est la différence entre la longueur et la largeur de l'éprouvette et d est le déplacement imposé par la machine.

La simulation du bias extension test est effectuée en utilisant le modèle de comportement hypo élastique développé dans la section 1. L'éprouvette rectangulaire utilisée dans la simulation numérique de bias extension test est maillée par des éléments membranaires (M3D4R pour la partie intérieur et M3D3R pour les frontières) de telle sorte que l'orientation des mèches soit alignée avec les bords de l'élément. Dans cette étude, la rigidité du cisaillement sera ajoutée à la matrice de comportement. Le module de cisaillement est un polynôme en fonction de l'angle de cisaillement ce qui traduit la non linéarité matérielle. Les caractéristiques mécaniques du matériau utilisé dans cette étude sont les suivants :

- E_1 et E_2 les modules de Young dans les deux directions chaîne et trame
- G_{12} , le module de cisaillement est donné en fonction de l'angle de cisaillement γ par l'équation 3.62

$$G_{12}(\gamma) = 8.48\gamma^4 - 12.0972\gamma^3 + 6.1275\gamma^2 - 0.83\gamma + 0.051 \quad (3.62)$$

L'angle de cisaillement γ est exprimée en radian et G_{12} est en MPa

La figure 3.8 montre l'évolution de l'angle de cisaillement (en degré) dans les différentes zones. En effet, Aucune déformation est effectuée dans les zones Z_C . L'angle de cisaille-

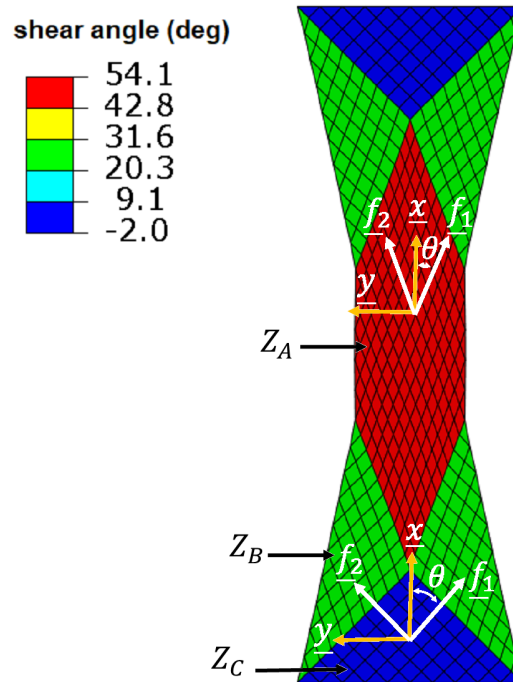


FIGURE 3.8 – Distribution de de l'angle de cisaillement dans l'éprouvette

ment dans la zone Z_A égal au double de l'angle de cisaillement dans les zones Z_B ce qui a un bon accord avec ce que trouvent dans la littérature.

Les résultats de la simulation de bias extension test sont comparés par les résultats expérimentaux publiés dans [CAO 08a]. La figure 3.9 présente les courbes (force déplacement) expérimentale et numérique. Les deux réponses numérique et expérimentale sont très proches La force normalisée pour le matériau étudié est donnée par l'expression suivante

$$F_n(\gamma) = 2.035\gamma^5 - 3.6291\gamma^4 + 2.451\gamma^3 - 0.498\gamma^2 + 0.06121\gamma + 0.005 \quad (3.63)$$

La courbe présentée sur la figure 3.10 montre la comparaison entre l'évolution de l'angle de cisaillement obtenu théoriquement et via la simulation numérique en fonction du déplacement imposé. Numériquement l'angle de cisaillement est calculé en fonction des vecteurs des fibres actuelles par la relation suivante.

$$\gamma = \frac{\pi}{2} - \cos^{-1} \left(\frac{\underline{f}_1 \cdot \underline{f}_2}{\|\underline{f}_1\| \cdot \|\underline{f}_2\|} \right) \quad (3.64)$$

La figure 3.10 montre une bonne concordance entre les deux résultats

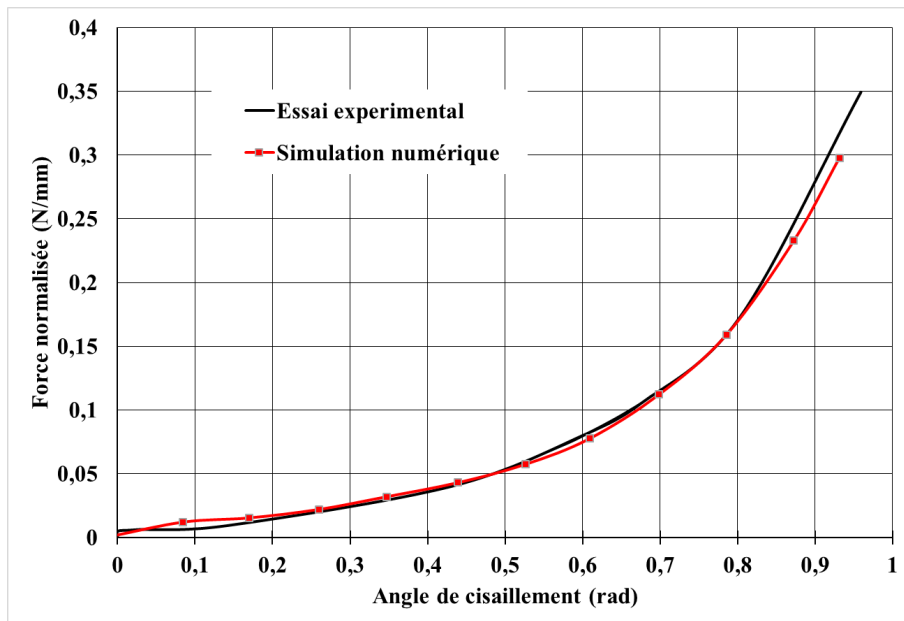


FIGURE 3.9 – Force normalisée vs angle de cisaillement

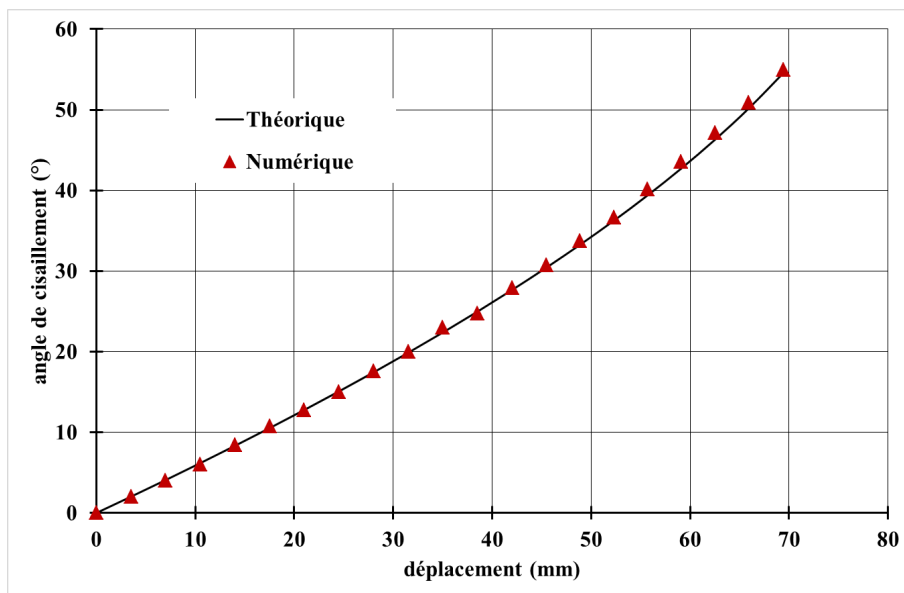


FIGURE 3.10 – Angle de cisaillement théorique et numérique dans une éprouvette de Bias Test

3.5 Simulation de mise en forme sur un hémisphère

3.5.1 Modèle CAO

L'emboutissage hémisphérique est une opération de mise en forme de référence et a fait l'objet de plusieurs publications pour les composites tissés [BOI 11, DON 01, DON 00, LIN 07]. Le modèle EF est composé de quatre parties (figure 3.11). Un poinçon hémisphérique de 79 mm de diamètre et une matrice hémisphérique de 80 mm de diamètre. Le troisième outil est un serre-flan circulaire qui permet d'assurer un écoulement homogène de la matière et prévenir les risques de plis ou autres défauts d'emboutissage.

Dans le modèle EF, les 3 outils de formage sont considérés comme des solides rigides et

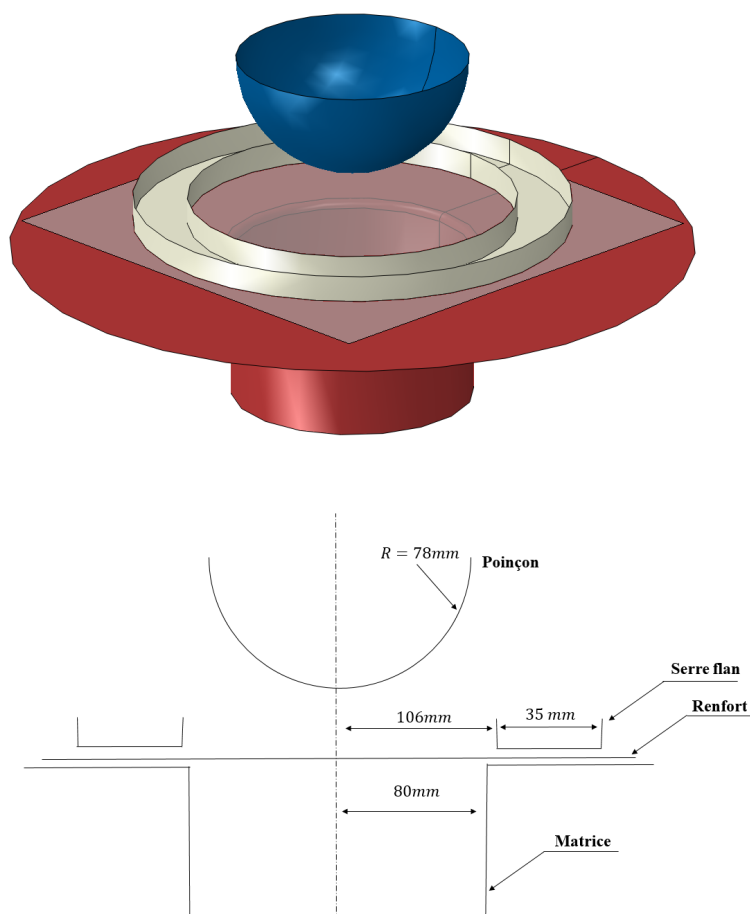


FIGURE 3.11 – Géométrie (a) et modèle éléments finis (b) du dispositif d'emboutissage hémisphérique

donc ils sont maillés par des éléments rigides. Le test a été réalisé sur un tissé de dimension 300 mm x 300 mm. Le tissé est maillé par des éléments membranes M3D4R. Deux

orientations initiales du renfort ($0^\circ/90^\circ$ et $\pm 45^\circ$) ont été étudiées.

Comme mentionné dans l'introduction, l'apparition des défauts (en particulier le plissement) est très influencée par les paramètres du procédé comme la vitesse du poinçon, la force de serrage, etc. Afin d'avoir des pièces composites sans défauts de fabrication, une étude paramétrique expérimentale est nécessaire et ceci afin de déceler les paramètres principaux du procédés et de les optimiser afin de limiter ces défauts. Toutefois, Cette étude paramétrique est très coûteuse et elle peut prendre beaucoup du temps (Dangora et al., 2015). Pour cela, la simulation numérique apparait comme une bonne alternative pour étudier la sensibilité de chaque paramètre sur la qualité de la pièce finale. Après une étude paramétrique par simulation numérique les paramètres optimaux sont fixés. La vitesse du poinçon est de 90 mm/s. La force de serrage est égale à 100N. L'interaction outils/pièce est caractérisée par une loi de coulomb dont le coefficient du frottement est fixé à 0.3. Le choix du calcul est orienté vers la formulation explicite du code ABAQUS afin d'éviter le problèmes numériques dus au contact.

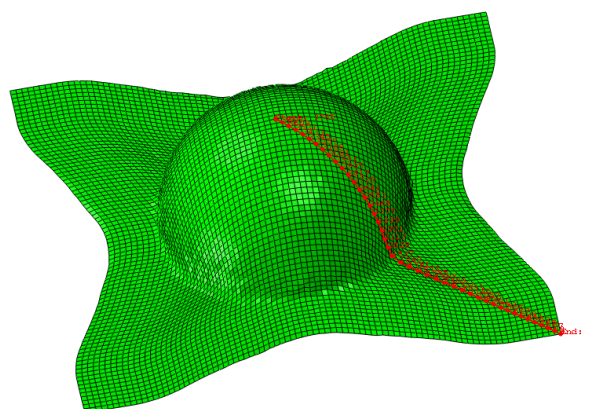


FIGURE 3.12 – Trajet où sont mesurés les angles de cisaillement

3.5.2 Etude de sensibilité

3.5.2.1 Effet de la variation de la vitesse du poinçon

Dans cette partie, la sensibilité de l'angle de cisaillement vis à vis la variation de la vitesse du poinçon. La simulation d'emboutissage hémisphérique a été réalisée avec différentes valeurs de vitesse tout en gardant les autres paramètres fixes comme mentionnée précédemment. La figure 3.13 présente la distribution de l'angle de cisaillement pour deux vitesses différents. D'après la figure 3.13, la valeur maximale de l'angle de cisaillement est 54.53° pour une vitesse $V = 9\text{mm/s}$. Par contre, pour une vitesse $V = 90\text{mm/s}$,

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

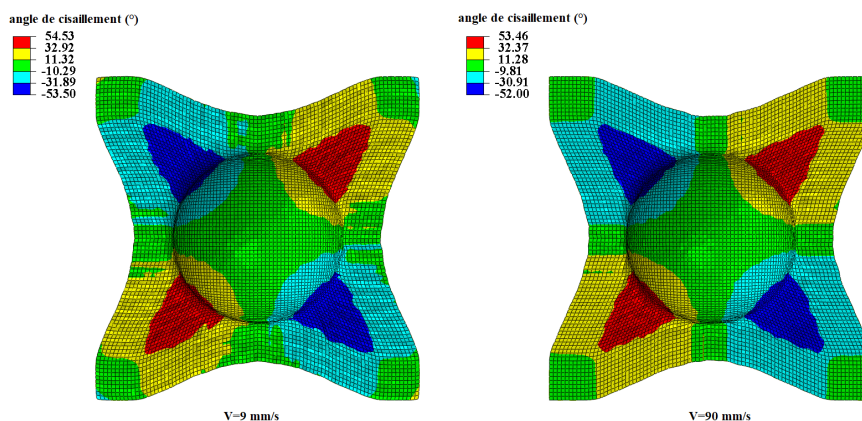


FIGURE 3.13 – L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux vitesses du poinçon

la valeur maximale est 53.46° . La variation de la vitesse n'a pas une grande effet sur la valeur maximal de l'angle de cisaillement. La figure 3.14 présente l'évolution de l'angle de de cisaillement à la fin du test selon le diagonale de l'hémisphère (voir la figure 3.12) pour les simulations effectuées avec quatre différentes vitesses. Ces courbes montrent une petite influence de la variation de vitesse sur l'angle de cisaillement selon la diagonale. Cet effet est bien visible dans la zone la plus cisailée (zone de transition entre la partie sphérique et la partie plane)

3.5.2.2 Effet de la variation de la force de serrage

Le serre flan joue un rôle très important dans le procédé de thermo-estampage. Il est utilisé pour éliminer et diminuer l'apparition des plissements lors du formage du renfort. Comme les autres paramètres de mise en forme, l'effort de serrage affecte également l'évolution de l'angle de cisaillement dans la pièce déformée. La figure 3.15 montre la distribution de l'angle de cisaillement pour une préforme orientée à $(0^\circ/90^\circ)$, testé avec deux forces de serrage 100N et 200N. La zone A présente la partie la plus cisailée sur l'hémisphère. Cette étude montre la faible dépendance de l'angle de cisaillement vis-à-vis de l'effort de serrage pour une configuration axisymétrique. Donc il est nécessaire d'utiliser une configuration à une seule symétrie, où la force est appliquée sur les deux diagonales du renfort (voir la figure 3.16), afin de montrer l'effet significatif de serrage sur la réorientation des fibres.

On peut montrer à partir de la figure 3.17 que la variation de la force de serrage dans une configuration non axisymétrique affecte la distribution de l'angle de cisaillement,

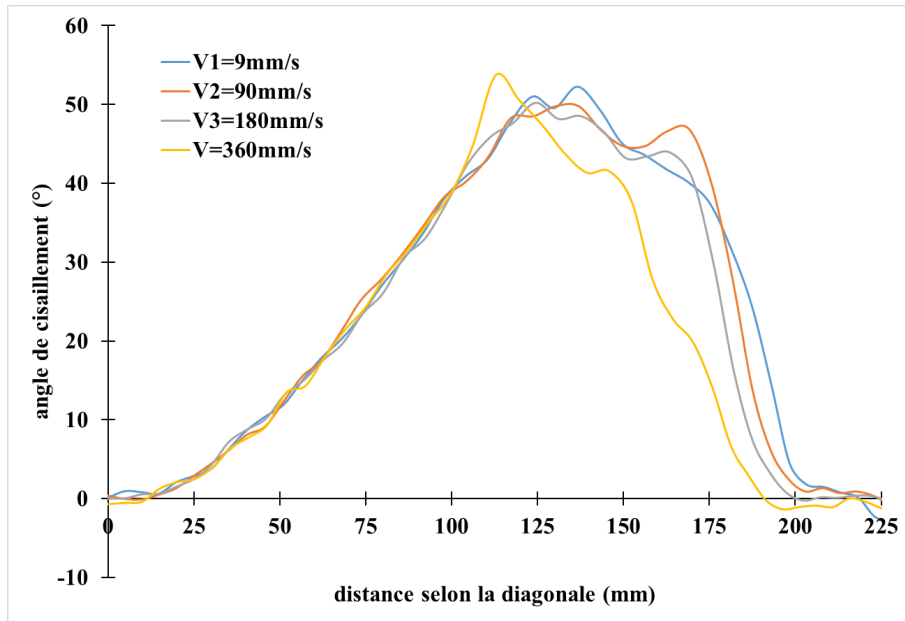


FIGURE 3.14 – Évolution des angles de cisaillement sur la diagonale avec différentes valeurs de vitesses

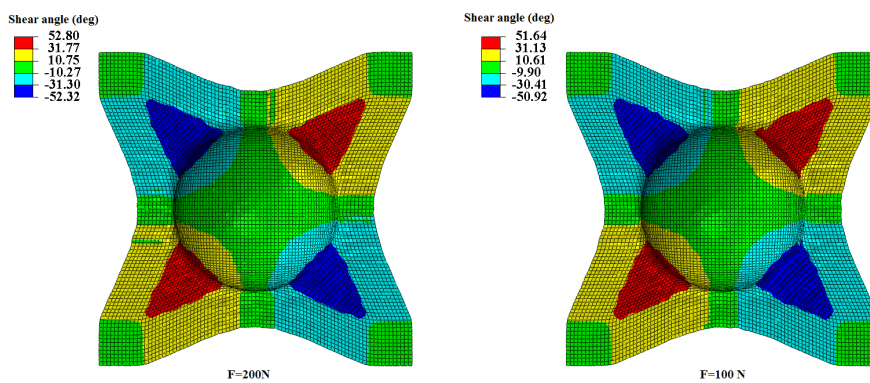


FIGURE 3.15 – L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux forces serrage (a) 100 N (b) 200 N

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

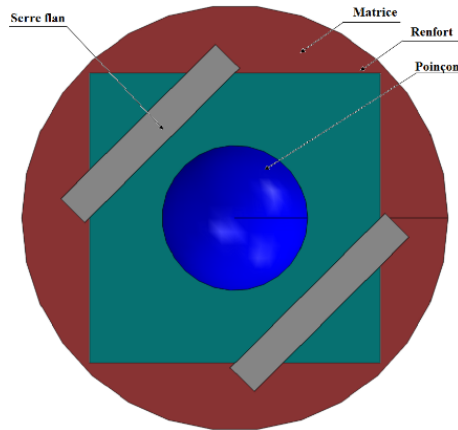


FIGURE 3.16 – Configuration non-axisymétrique du serre flan

notamment dans la partie utile de l'hémisphère.

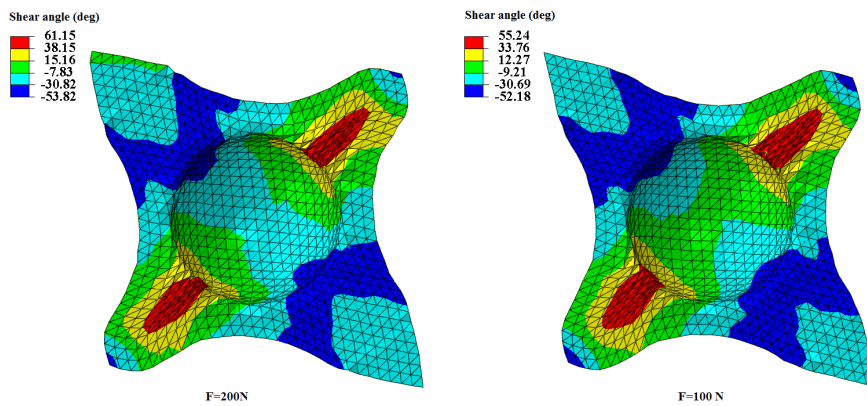


FIGURE 3.17 – L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux forces serrage (configuration non axisymétrique)

3.5.2.3 Effet du coefficient de frottement

Dans toutes les simulations le coefficient de frottement outils/pièce est égal à 0.3 mais afin d'étudier sa sensibilité vis à vis l'angle de cisaillement, différents coefficients de frottement : (0.1/0.3/0.5/0.7.) ont été utilisés dans la simulation d'emboutissage hémisphérique. La figure 3.18 présente seulement les résultats de la distribution de l'angle de cisaillement pour deux choix de coefficients de frottement (0.1 et 0.7). L'angle de cisaillement peut attendre une valeur maximal 53.22° pour un coefficient de frottement égale à 0.1. Par contre si le coefficient de frottement est égal à 0.7, la valeur de l'angle

de cisaillement atteint 51.76° . L'augmentation du coefficient de frottement fait diminuer la valeur maximale de l'angle de cisaillement. En effet, l'augmentation du coefficient de frottement fait augmenter les efforts de contact qui vont bloquer la rotations des fibres. Ces résultats sont en accord qualitativement avec les résultats de la littérature. La figure

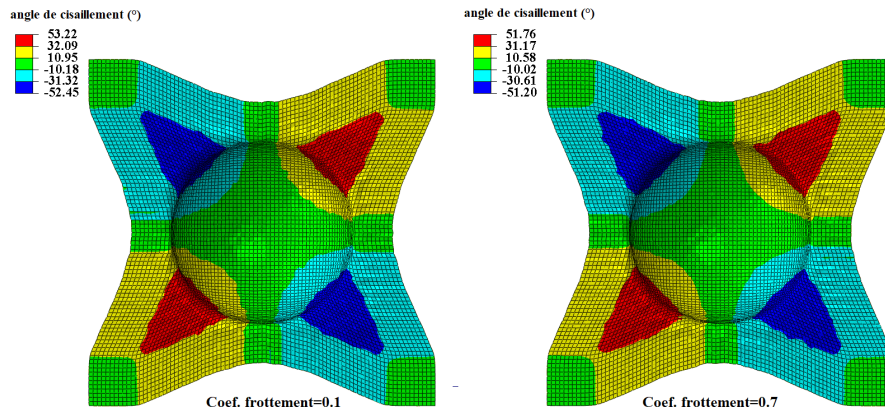


FIGURE 3.18 – L'évolution de l'angle de cisaillement (en deg) avec deux coefficients de frottement

3.19 présente l'évolution de l'angle de cisaillement selon la ligne présentée sur la figure 3.12. Sur la figure 3.20, on montre les profils d'avalement de simulations de mise en forme

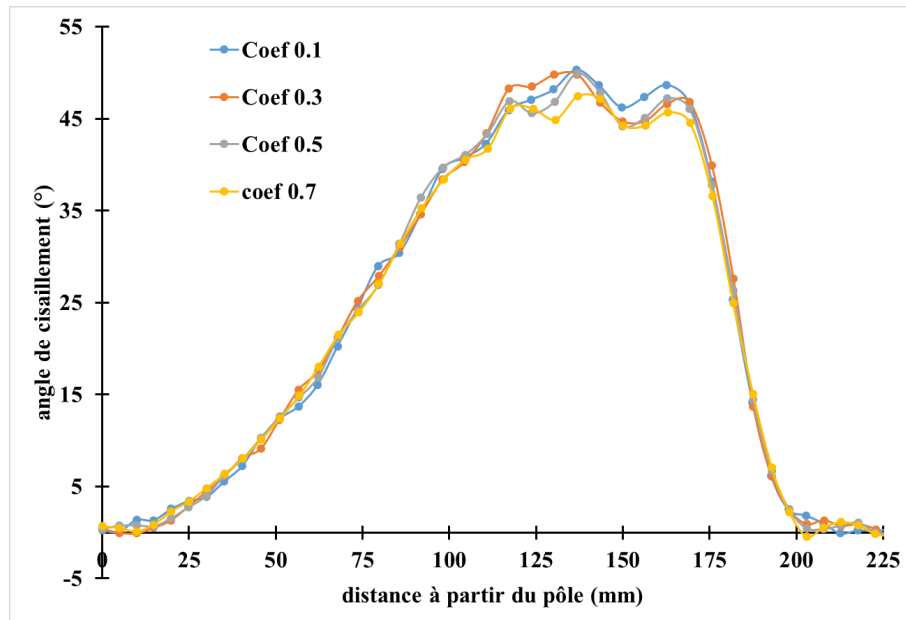


FIGURE 3.19 – Évolution des angles de cisaillement sur la diagonale avec différents coefficients de frottement

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

pour différents coefficients de frottement. Le profil d'avalement pour une simulation de mise en forme avec un modèle orthogonal est également présenté sur la figure 3.20. Le modèle orthogonal montre une forme du profil très différente de celles obtenues par le modèle hypo-élastique.

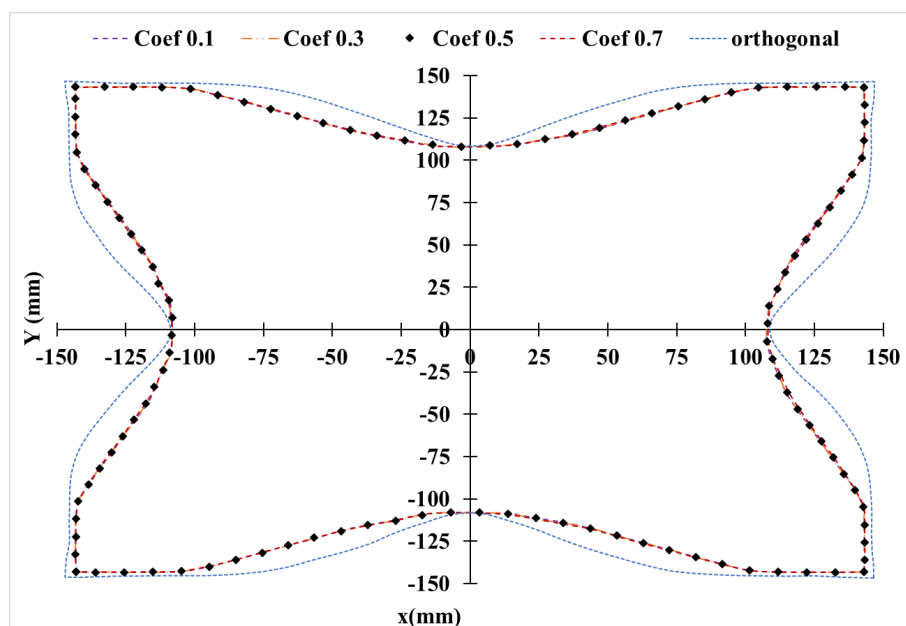


FIGURE 3.20 – Profils de l'avalement de l'embouti pour différentes valeurs de coefficients de frottement

3.5.2.4 Effet de la variation de la rigidité de Cisaillement

Dans cette partie, l'effet de la variation du module de cisaillement est également étudié. En effet, la rigidité de cisaillement permet de modéliser l'apparition de plissements, mais leurs formes ne peuvent être présentées qu'en introduisant la rigidité en flexion. La figure 3.21 présente les simulations pour deux modules de cisaillement (100 MPa et 10 MPa). La rigidité de cisaillement permet de modéliser les plissements [BOI 06] mais il faut introduire la rigidité de flexion pour déterminer la forme de ces plissement lors de la mise en forme [HAM 09]. Pour cela, des éléments coques S4R ont été utilisés.

3.6 Simulation de mise en forme d'un double dôme

Le benchmark double dôme est une géométrie relativement complexe utilisée par plusieurs équipes de recherches afin de valider leurs propres modèles développés pour

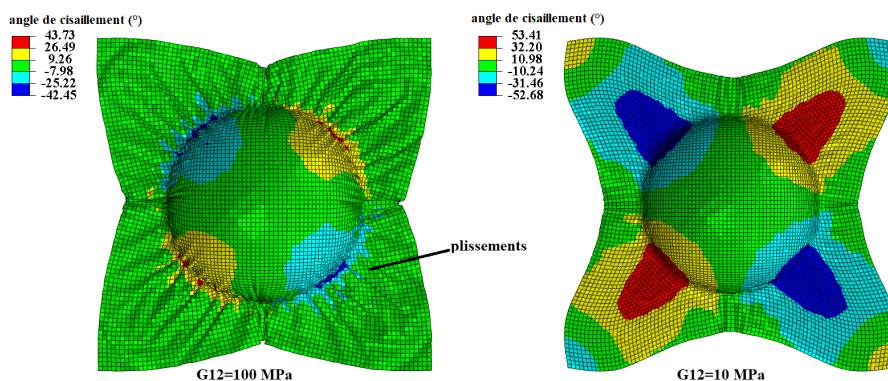


FIGURE 3.21 – Effet de module de cisaillement sur l'apparition des plissements

simuler la mise en forme de renforts continus secs et pré-imprégnés [KHA 09, WIL 08, HAR 13]. Le dispositif de mise en forme du double dôme est constitué de trois principales éléments : le poinçon, la matrice et le serre-flan. Un modèle EF a été développé sous ABAQUS afin de simuler l'opération d'emboutissage (voir la figure 3.22).

Les trois outils de formage, comme dans le modèle EF d'emboutissage hémisphérique,

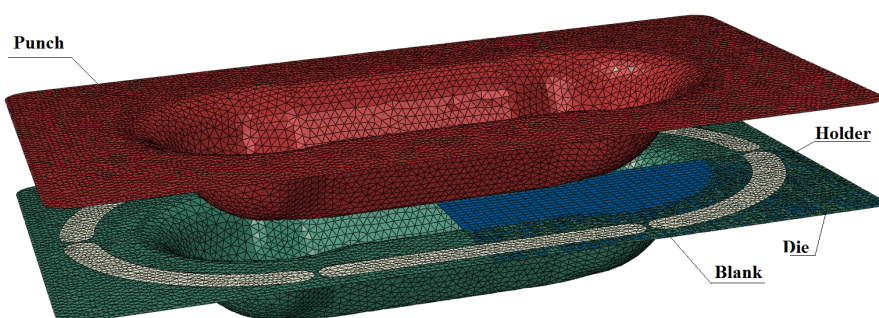


FIGURE 3.22 – Modèle éléments finis pour la simulation de la mise en forme "double dome"

sont maillés par des éléments rigides R3D. Grâce à la symétrie du problème, seulement un quart du renfort (135 x 235 mm) a été modélisé afin de réduire le temps de calcul. Le renfort est maillé par des éléments de type M3D4R. Dans cette simulation de mise en forme de double dome, deux différentes orientations initiales ($0^\circ/90^\circ$ et $\pm 45^\circ$) ont été étudiées. Un effort de 100 N a été appliqué sur le serre flan constituée de six parties. Le poinçon se déplace avec une course égale à 60 mm. Dans ce modèle EF l'interaction entre les outils rigides et le renfort est défini par un coefficient de frottement qui égale à 0.2.

Le choix des propriétés matérielles est cohérent avec les données publiées [CAO 08b, KHA 10a, KHA 10b, PEN 11] pour un tissu taffetas qui est un mélange de filaments de

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

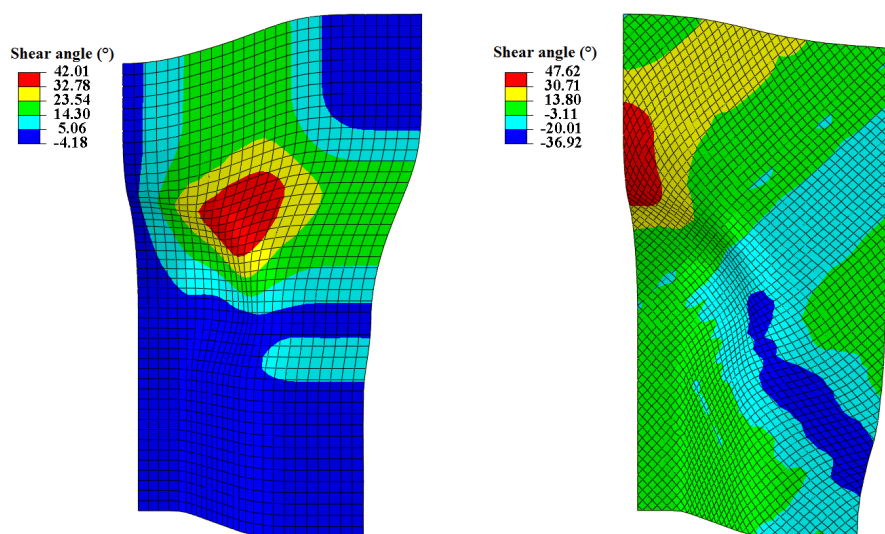


FIGURE 3.23 – L'évolution de l'angle de cisaillement (a) renfort $0^\circ/90^\circ$ (b) renfort $\pm 45^\circ$

verre et de résine thermoplastique, commercialisé sous le nom commercial de Twintex. Les résultats expérimentaux obtenus par Khan et al.[KHA 09] réalisés sur un tissu des dimensions initiales de 470 mm x 270 mm et une épaisseur de 0,78 mm ont été utilisés dans cette étude afin de valider le modèle hypo-élastique.

La figure 3.23 présente les angles de cisaillement obtenus suite à la simulation de deux renforts tissés qui ont deux orientations différentes. L'image à gauche correspond à une orientation $0^\circ/90^\circ$, par contre, l'image à droite correspond à un renfort qui fait un angle $\pm 45^\circ$ avec l'axe principale. Dans le cas du renfort $0^\circ/90^\circ$, l'angle maximal peut atteindre 42° . Par contre dans le cas d'une orientation $\pm 45^\circ$ la valeur maximal de l'angle de cisaillement est 47.6° .

Dans le cas d'un renfort $0^\circ/90^\circ$, l'angle de cisaillement a été mesuré en 13 points distincts. Par contre pour le renfort $\pm 45^\circ$, l'angle de cisaillement a été mesuré en 10 points différents. Les coordonnées de tous les points dans les deux configurations sont résumées dans les tableaux 3.3 et 3.4.

Afin de valider l'implémentation du modèle hypoélastique, l'avalement est également étudié. La figure 3.24 présente les points dans lesquels l'avalement a été mesuré sur les échantillons de taffetas qui sont initialement orientés à $0^\circ/90^\circ$ (Figure 3.24-a) et à $\pm 45^\circ$ (Figure 3.24-b). La figure 3.25 présente les profils d'avalement obtenus expérimentalement et numériquement pour les deux orientations de renfort (i.e $0^\circ/90^\circ$ et $\pm 45^\circ$). Donc, on peut déduire que le modèle hypoélastique prédit relativement bien les profils dans les deux cas.

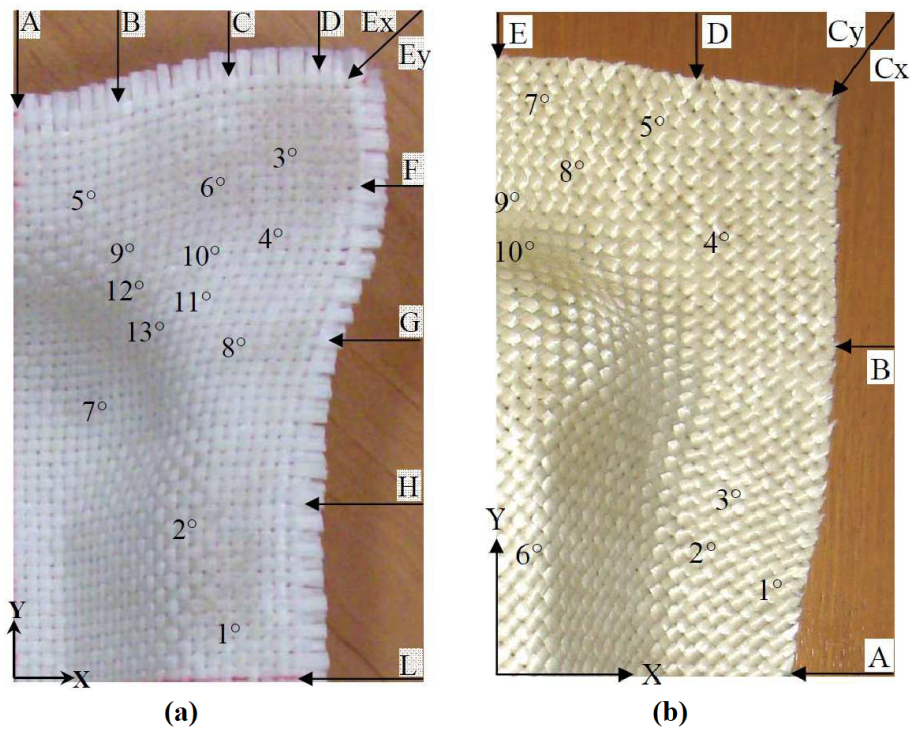


FIGURE 3.24 – Positions des points de mesures de l'angle de cisaillement (a) renfort 0°/90° (b) renfort ±45°

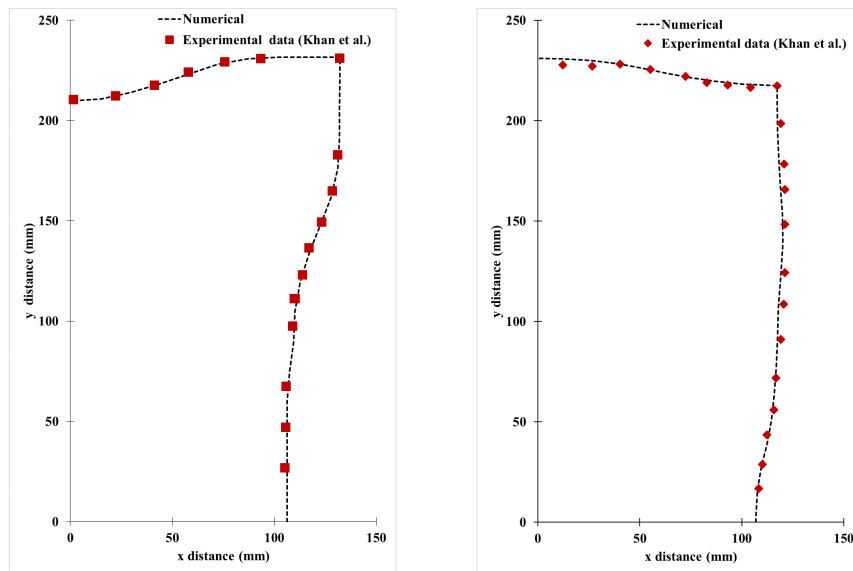


FIGURE 3.25 – Comparaison de l'avalement après la mise en forme du double dôme (a) renfort 0°/90° (b) renfort ±45°

3. Modélisation hypoélastique pour la simulation de la mise en forme d'un renfort tissé

Point	X (mm)	Y (mm)
1	88	33
2	64	88
3	116	219
4	91	180
5	23	181
6	72	192
7	38	123
8	82	132
9	40	157
10	60	168
11	67	148
12	52	136
13	45	145

Tableau 3.3 – Coordonnées des points de mesure de l'angle de cisaillement sur un renfort $0^\circ/90^\circ$

Point	X (mm)	Y (mm)
1	130	42
2	90	82
3	115	92
4	110	192
5	77	205
6	10	82
7	15	212
8	22	190
9	2	180
10	5	167

Tableau 3.4 – Coordonnées des points de mesure de l'angle de cisaillement sur un renfort $\pm 45^\circ$

Les figures 3.26 et 3.27 montrent la comparaison entre les valeurs d'angle de cisaillement mesurés expérimentalement et numériques dans les différents points présentés ci-dessous. Dans le cas du renfort $0^\circ/90^\circ$, les résultats de la simulation numérique présentent globalement une bonne prédiction de l'angle de cisaillement. Les points 7,8,9,10, 11 et 13 sont situés dans la zone où le mouvement du poinçon est parallèle à la surface du renfort. Expérimentalement, des glissements entre mèches peuvent apparaître et alors ils peuvent influencer sur les valeurs de l'angle de cisaillement [GAT 10]. Pour cela un petit écart entre les valeurs expérimentales et les valeurs numériques de l'angle de cisaillement au niveau de ces points.

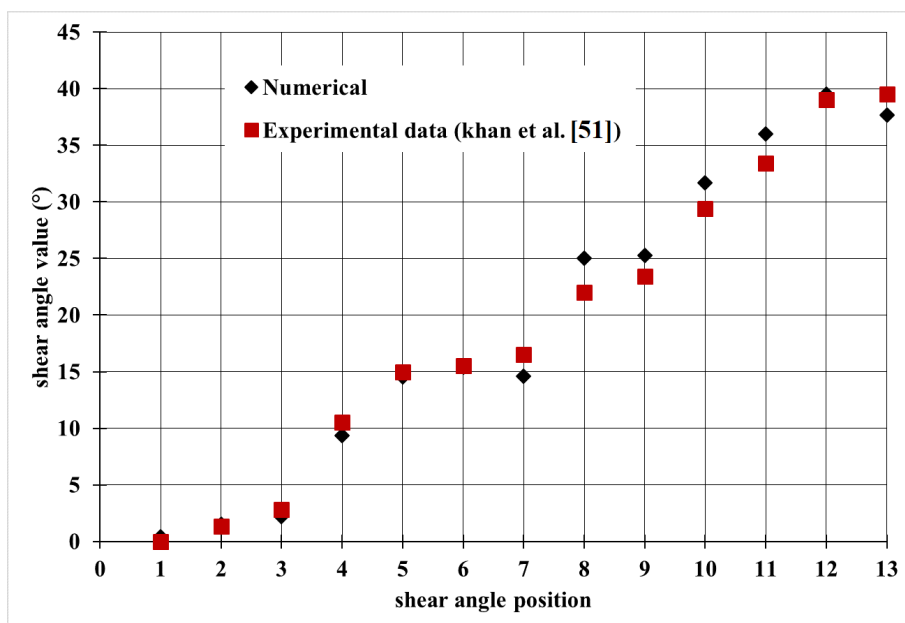


FIGURE 3.26 – Comparaison de l'angle de cisaillement en différents points lors de la mise en forme du double dôme renfort $0^\circ/90^\circ$

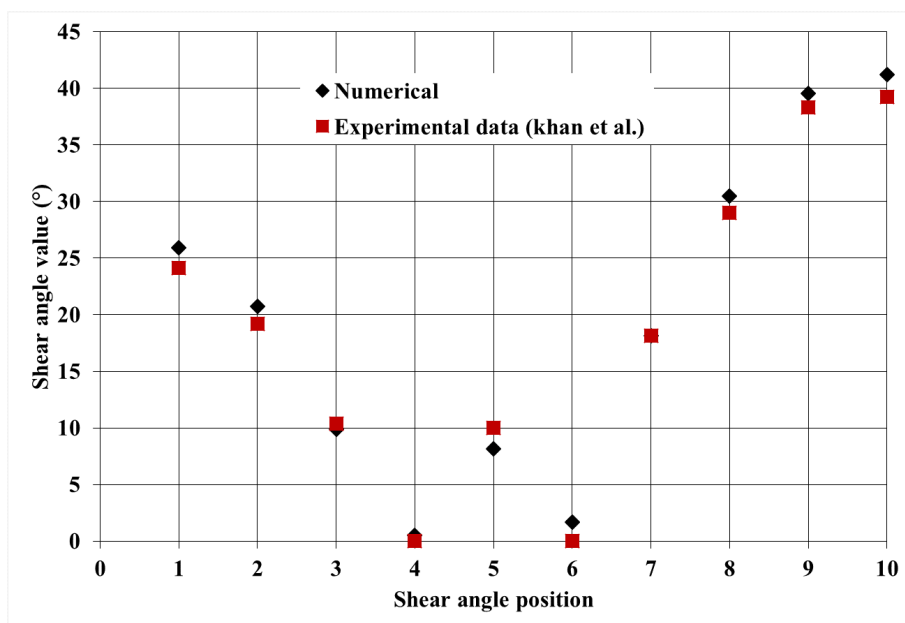


FIGURE 3.27 – Comparaison de l'angle de cisaillement en différents points lors de la mise en forme du double dôme renfort $\pm 45^\circ$

3.7 Conclusion du chapitre 3

Dans ce chapitre, une approche macroscopique hypo-élastique a été développée afin de prévoir la réorientation des fibres après une opération de mise en forme. L'approche a été implémentée dans le code de calcul commercial ABAQUS explicite à l'aide d'une routine VUMAT. Le modèle a été validé par une confrontation des résultats avec des solutions analytiques pour des tests élémentaires effectués sur un seul élément. Le modèle a également montré un bon accord avec les simulations et résultats expérimentaux issus de la littérature.

Le modèle hypoélastique a été utilisé pour simuler le bias extension test. Les résultats de la simulation sont comparés à ceux obtenus expérimentalement. Afin d'analyser la sensibilité de l'angle de cisaillement aux paramètres du procédé, une étude paramétrique traitant de l'emboutissage hémisphérique a été effectuée. L'analyse donne des résultats corroborants avec ceux publiés dans la littérature. En outre, le modèle hypoélastique a été exploité pour effectuer des calculs dans le cas d'une géométrie en double dôme.

Chapitre 4

Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

Sommaire

4.1	Introduction	100
4.2	Orientations locales des fibres-Transfert des données	100
4.2.1	Extraction des données du modèle de drapage	100
4.2.2	Importation des données au modèle pour l'analyse structurelle	101
4.2.3	Création des repères locaux	103
4.3	Modèle de comportement prenant en compte les réorientations des fibres	104
4.4	Calcul de structure sur un composite issu du thermo-estampage	108
4.4.1	Essai sur une géométrie élémentaire	108
4.4.2	Bias Extension Test	111
4.4.3	Cas d'un hémisphère durcie	115
4.4.4	Cas d'un double dôme durci	117
4.5	Conclusion du chapitre 4	121

4.1 Introduction

La plupart de modèles de comportement des matériaux composites, développés dans la littérature ne prennent pas en compte l'effet induit de la fabrication lors d'une analyse structurelle de la pièce. Comme mentionné auparavant, suite à l'opération de mise en forme par thermoformage, les orientations des fibres sont modifiées. Ce changement a un effet significatif sur les propriétés mécaniques de la pièce composite. Par conséquent, la prise en compte de ces réorientations dans un calcul de structure permet de prédire des résultats traduisant la réalité physique. Plusieurs stratégies et logiciels ont été développés afin de faciliter le couplage entre la mise en forme et l'analyse EF. Une simple méthodologie, basée sur la déformé du modèle de mise en forme a été développée afin de transférer les résultats de la mise en forme, notamment le changement d'angle (angle de cisaillement), vers une analyse EF structurelle. Un modèle de comportement qui tient en compte de la réorientation des fibres sera présenté. Les résultats des tests de traction expérimentaux effectués sur des éprouvettes durcies après un bias extension test seront présentés et comparés à ceux obtenus par le modèle de comportement proposé. Finalement, des analyses EF sur des structures 3D (double dôme et hémisphère) seront également présentées.

4.2 Orientations locales des fibres-Transfert des données

4.2.1 Extraction des données du modèle de drapage

La simulation de la mise en forme des tissus est effectuée dans le code de calcul par éléments finis Abaqus en utilisant le modèle hypo-élastique présenté dans le chapitre 3. Suite à une simulation de mise en forme des résultats inhérents aux distributions des contraintes, des déformations, des angles de cisaillement, etc. peuvent être obtenus. Ces résultats sont stockés dans un fichier binaire de type (odb). L'accès à ce dernier est faite généralement à travers le module de Visualisation d'Abaqus / CAE ou via Abaqus / Viewer ou via l'interface de script Abaqus. Bien que Abaqus viewer présente un bon outil pour visualiser les résultats, il ne permet pas d'accéder aux données détaillées des résultats telles que les coordonnées des nœuds de la déformée, les coordonnées des points d'intégration, les directions matérielles locales, etc. Pour cela, l'interface script d'Abaqus (ASI) a été exploitée, afin d'extraire les données nécessaires qui seront utilisées pour développer le modèle de l'analyse structurale des pièces composites. ASI est basé sur le

langage de programmation orienté objet Python. En effet, toutes les fonctions d'Abaqus peuvent être contrôlées en utilisant des scripts Python et sans l'utilisation l'interface graphique CAE. Dans cette partie, un premier script Python, nommé « SDV.py », a été développé afin d'extraire différents résultats issus de la simulation de mise en forme pour les enregistrer dans des fichiers txt.

Le script « SDV.py » identifie les variables SDV (Solution Dependent state Variables), utilisées par la routine VUMAT afin d'enregistrer les différents variables telles que (l'angle de cisaillement, les composantes actuelles des vecteurs et , etc.). Toutes ces variables sont calculées en chaque point d'intégration à l'instant final de la simulation de mise en forme puis enregistrées sous format txt. Les fichiers textes générés par ce présent script contiennent principalement les nœuds de la déformée finale, les connectivités de chaque élément, les angles de cisaillement et les composantes de différents vecteurs calculées aux points d'intégration. Deux fichiers (nommés Node.txt et Element.txt) contiennent toutes les données des nœuds et celles des éléments de la pièce déformée. En outre, le fichier SDV72.txt présente les valeurs de l'angle de cisaillement qui va décrire la réorientation des fibres dans un calcul de structure. Les fichiers qui restent sont consacrés pour l'enregistrement des composantes des vecteurs des fibres et ceux correspondant à la base de Green Naghdi.

4.2.2 Importation des données au modèle pour l'analyse structurale

Après l'extraction et l'enregistrement des données, il faut les importer dans le modèle d'analyse structurale. Le processus d'importation des informations (obtenus par le script précédent à partir du modèle de mise en forme) au modèle de structure est composé de deux étapes. Tout d'abord, la géométrie déformée qui sera utilisée dans l'analyse structurale, doit être importée dans le nouveau modèle dédié pour l'analyse EF d'un composite durci. Ensuite, ces informations obtenues de la simulation de la mise en forme doivent être mappées sur la géométrie dans le modèle structurel. Le maillage déformé (de la mise en forme), est importé dans le modèle d'analyse structurale par une simple commande python. Cependant, la réalisation de la deuxième étape nécessite le développement d'un deuxième script python "Orientation.py". Le principal rôle de ce dernier est d'inclure les angles de cisaillement locaux dans le modèle de comportement du composite durci. Initialement, le script lit chaque ligne des fichiers textes et stocke les valeurs dans des tableaux qui seront utilisés après par le modèle de comportement développé dans la section suivante. Une fois les tableaux sont créés, le code boucle sur chaque élément du

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

maillage déformé afin de créer dans chaque élément un point au centre en utilisant les coordonnées des nœuds de l'élément déformé. Ensuite, le code associe à chaque point central un repère local, dont son premier vecteur coïncide avec la bissectrice entre les deux directions chaîne et trame (voir figure 3). Les deux directions des fibres sont données par les côtés de l'élément. Dans ce repère local, le comportement du matériau est considéré orthotrope.

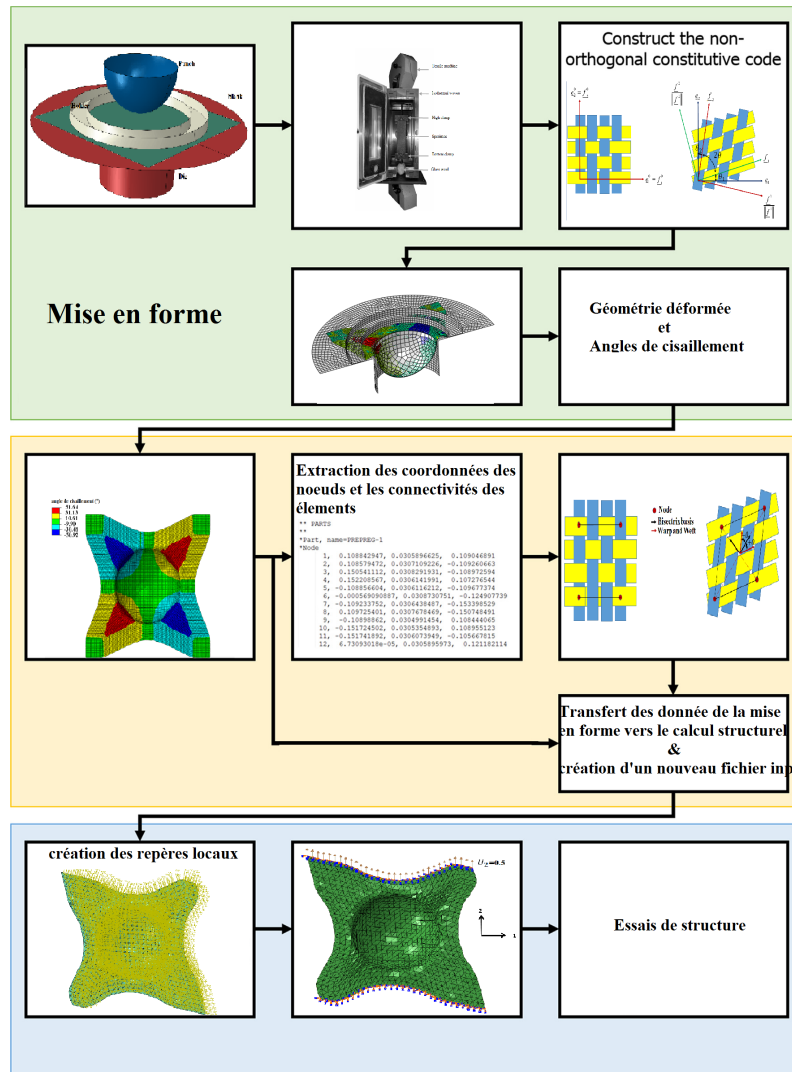


FIGURE 4.1 – Chaîne virtuelle entre la simulation de la mise en forme et l'analyse de structure

4.2.3 Création des repères locaux

Après la simulation de la mise en forme par le modèle hypo-élastique, le premier script «SDV.py » exécute afin de générer les fichiers textes nécessaires aux modèle de calcul structural. Les fichiers textes contiennent principalement :

- la liste des nœuds du maillage déformée par la mise en forme avec leurs coordonnées;
- la liste des éléments du maillage avec la table de connectivité associée à chacun;
- Les composantes de vecteurs de fibres de chaque point d'intégration;
- L'angle de cisaillement

Tous ces fichiers sont utilisés par le deuxième script, nommé " orientation.py ". Dans un premier temps le script "orientation.py" est exécuté pour importer la géométrie déformée de la mise en forme. Ensuite, le deuxième script tourne pour créer les repères matérielles dans chaque élément.

La création d'un repère locale dans abaqus nécessite la définition de 3 points distincts :

- l'origine du repère $G(x_G, y_G, z_G)$ qui est le centre de l'élément dans notre cas
- deux points $A(x_A, y_A, z_A)$ et $B(x_B, y_B, z_B)$ qui définissent respectivement la direction chaîne et trame.

Les coordonnées de l'origine dans chaque élément sont calculées en se basant sur les nœuds à la configuration déformée de l'élément. Ce qui donne :

$$\left\{ \begin{array}{l} x_G = \frac{1}{N_e} \sum_i^{N_e} x_i \\ y_G = \frac{1}{N_e} \sum_i^{N_e} y_i \\ z_G = \frac{1}{N_e} \sum_i^{N_e} z_i \end{array} \right. \quad (4.1)$$

Avec N_e est le nombre des nœuds dans un élément. Dans un élément "i" du maillage déformé, les deux points A et B qui définissent les vecteurs des fibres sont calculés par les relations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} x_A^i = x_G^i + T_{14} [i] \\ y_A^i = y_G^i + T_{15} [i] \\ z_A^i = z_G^i + T_{16} [i] \end{array} \right. \quad (4.2)$$

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

et

$$\begin{cases} x_A^i = x_G^i + T_{54} [i] \\ y_A^i = y_G^i + T_{55} [i] \\ z_A^i = z_G^i + T_{56} [i] \end{cases} \quad (4.3)$$

Où T_{14} , T_{15} , T_{16} , T_{54} , T_{55} et T_{56} sont des tableaux qui contiennent les composantes des vecteurs des fibres, définis comme SDV par la Vumat dans le calcul de la mise en forme. Après la création des repères locaux au centre de chaque élément, il est absolument nécessaire de l'orienter de manière à suivre la bissectrice entre les deux directions chaîne et trame.

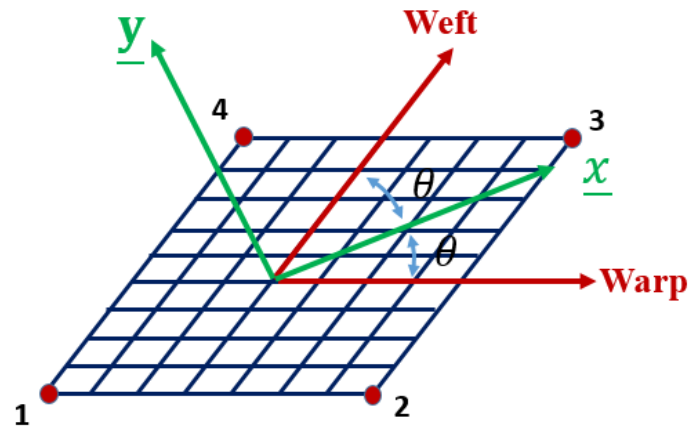


FIGURE 4.2 – Construction d'un repère locale au centre d'un élément

4.3 Modèle de comportement prenant en compte les réorientations des fibres

En raison des grandes déformations par cisaillement pendant la mise en forme d'un composite pré imprégnée ou un renfort sec dans une forme complexe non développable, le renfort ne peut pas être considéré comme une structure orthogonale [VUK 95, VUK 97, VUK 00]. Par conséquent, il est intéressant de développer un modèle de comportement qui tient en compte de la réorientation des fibres, décrite par l'angle de cisaillement, présente après la mise en forme. Cela aidera d'étudier correctement le comportement des pièces composites au cours de leur service. Dans la littérature, quelques formulations analytiques ont été développées pour étudier le comportement

d'un composite cisailé tels que le modèle multicouches [VUK 00], modèle Ishakawa et Chou [CHO 83] et le modèle de Naik et shembekar [NAI 92]. Ces derniers sont développés à l'échelle mésoscopique (sur un VER) et ils sont basés sur la théorie classique des stratifiés (voir la figure 4.3).

Dans la présente contribution, le comportement du renfort cisailé durci est décrit par un

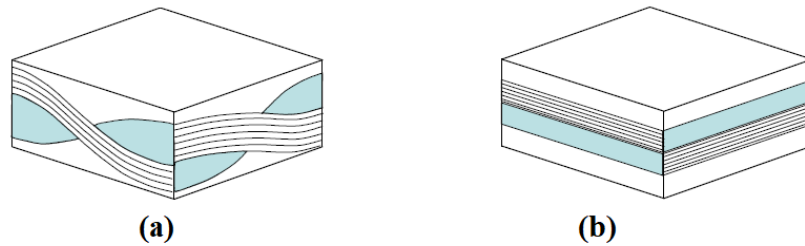


FIGURE 4.3 – (a) Volume élémentaire représentatif d'un renfort tissé (b) Analogie stratifié d'une couche de composite tissé

simple modèle élastique orthotrope. Ce dernier est composé de deux modules de Young, qui représentent la rigidité dans les directions principales (chaîne/ trame), ainsi qu'un module de cisaillement qui présente le comportement de la résine.

Afin d'étudier la réponse d'une pièce en composite soumise à un chargement statique

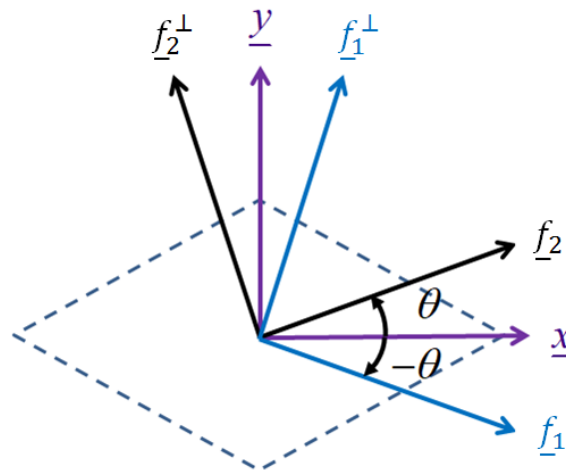


FIGURE 4.4 – Base bissectrice-Bases liées aux fibres

ou dynamique, sa loi de comportement doit tenir compte les réorientations actuelles des fibres et ceci dans un calcul de structure.

Les directions de la chaîne et de la trame sont orientées respectivement d'un angle θ et $-\theta$ par rapport à la bissectrice entre eux dans chaque élément (voir figure 4.4). Soit

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

$B_b = (\underline{x}, \underline{y})$, la base orthonormée, dite base bissectrice, dont son premier vecteur coïncide avec la bissectrice entre les deux directions de fibres. La première base orthonormée, nommée $B_{f_1} = (\underline{f}_1, \underline{f}_1^\perp)$, coïncide avec la première direction des fibres. $B_{f_2} = (\underline{f}_2, \underline{f}_2^\perp)$ est la seconde base orthonormée qui suit la deuxième direction des fibres.

La relation entre la contrainte exprimée dans la base de la bissectrice et celle exprimée dans les bases liées aux fibres, obtenues par une rotation d'un angle θ autour du troisième vecteur, peut s'écrire comme suit :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{B_{f_1}} = T(\theta) \cdot \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{B_b} \quad (4.4)$$

avec

$$T(\theta) = \begin{bmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & 2\cos(\theta) \cdot \sin(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & -2\cos(\theta) \cdot \sin(\theta) \\ -\cos(\theta) \cdot \sin(\theta) & \cos(\theta) \cdot \sin(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{bmatrix} \quad (4.5)$$

$T(\theta)$ est la matrice de passage entre la première base de fibre et la base bissectrice. De même, $T(-\theta)$ est la matrice de passage entre la deuxième base fibre et la base bissectrice.

D'où on a :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{B_{f_2}} = T(-\theta) \cdot \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix}_{B_b} \quad (4.6)$$

La matrice de comportement dans la première base liée aux fibres est donnée par :

$$[C]_{B_{f_1}} = \begin{bmatrix} E_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (4.7)$$

Dans la deuxième base liée aux fibres la matrice de rigidité est donnée par :

$$[C]_{B_{f_2}} = \begin{bmatrix} E_2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (4.8)$$

Dans cette approche, la résine est supposée isotrope et dans ce cas la matrice de rigidité est donnée par :

$$[C]_m = \begin{bmatrix} \frac{E_m}{1-\nu_m^2} & \frac{\nu_m E_m}{1-\nu_m^2} & 0 \\ \frac{\nu_m E_m}{1-\nu_m^2} & \frac{E_m}{1-\nu_m^2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{E_m}{2(1+\nu_m)} \end{bmatrix} \quad (4.9)$$

Avec E_m et ν_m sont respectivement le module de Young et le coefficient de poisson de la résine.

Les vecteurs des contraintes suivant les deux directions sont calculés par les équations suivantes :

$$[\sigma]_{f_i} = [C]_{f_i} \cdot [\varepsilon]_{f_i} \quad (4.10)$$

Ces précédentes contraintes sont transférées à la base bissectrice en utilisant les équations 4.4 et 4.6. Par contre, la contrainte de la résine est calculée directement dans la base bissectrice (comportement isotrope). Enfin, la contrainte globale de composite est calculée dans la base bissectrice par la sommation de trois contraintes.

Ce modèle de comportement est implémenté dans une deuxième routine VUMAT dans le code Abaqus. La particularité des sous-routines Vumat est de calculer les contraintes et les SDV dans des points matériels et non pas dans les points d'intégration comme les UMAT. En effet, le nombre des points matériels utilisés par une VUMAT est fixé à 136. Comme le modèle de comportement qui tient en compte de la réorientation des fibres est principalement basé sur la valeur de l'angle de cisaillement calculé aux points d'intégration, il est donc nécessaire de trouver l'indice du point d'intégration qui correspond au point matériel z. Pour se faire, une fonction a été développée en fortran et qui sera appelée par la VUMAT permet de déterminer l'indice de l'élément pour chaque z.

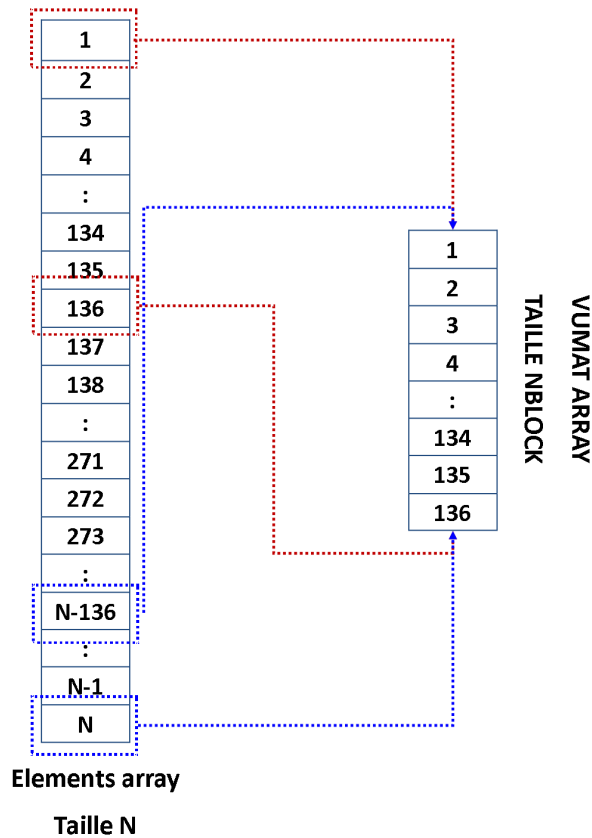


FIGURE 4.5 – Base bissectrice-Bases liées aux fibres

4.4 Calcul de structure sur un composite issu du thermo-estampage

4.4.1 Essai sur une géométrie élémentaire

Afin de valider l'implémentation de modèle de comportement qui tient en compte la réorientation des fibres et aussi de vérifier que les scripts python permettent bien le transfert des données entre la mise en forme et le calcul de structure pour un composite durci, un premier test élémentaire a été réalisé. Ce dernier consiste à réaliser un test de cisaillement sur un renfort carré dont les fibres sont initialement orientées à 0/90° (Figure 4.6). Le renfort carré est maillé par des éléments S4R. Pour ce cas, les conditions aux limites sont : une force de cisaillement est appliquée sur le côté droit du carré. Le déplacement selon l'axe x est empêché pour le côté gauche. Par contre, le déplacement selon l'axe y reste libre sauf pour le nœud en bas à gauche qui est totalement encastree

afin d'éliminer le moment du mouvement solide rigide (voir la figure 4.6).

L'objectif de ce test est d'obtenir un renfort cisailé avec une orientation non orthogonale

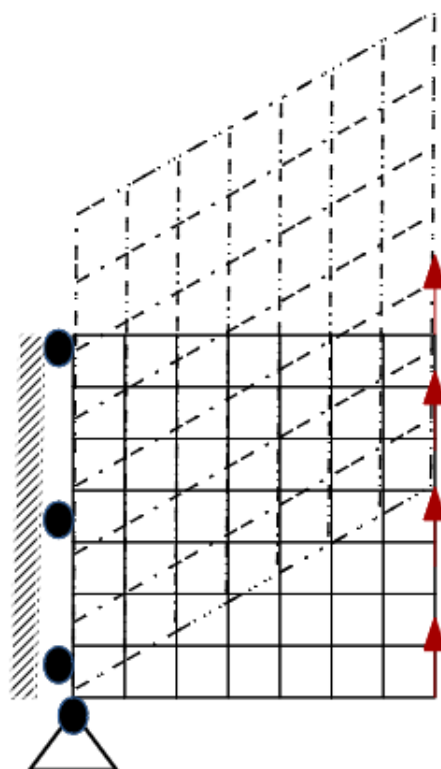


FIGURE 4.6 – Test de cisaillement

des fibres et ceci pour l'utiliser après pour un calcul de structure. Ce test est considéré comme une étape de mise en forme. Pour cela, la loi de comportement utilisée dans cette étape est celle de modèle hypo-élastique développé dans le chapitre 3.

L'angle de cisaillement est quasi uniforme dans tous les éléments de l'éprouvette déformée comme est montré sur la figure 4.7. La géométrie déformée et les résultats (sorties d'ABAQUS) sont importés dans un autre modèle dédié pour faire un calcul de structure tout en tenant compte de la réorientation des fibres. Les bases bissectrices et les orientations des fibres sont construites en utilisant le script python présenté précédemment. La figure 4.8 montre les repères locaux et les bases bissectrices construites dans chaque élément.

Dans ce qui suit les résultats de la VUMAT seront comparés avec les résultats obtenus avec une loi de comportement orthotrope définie dans ABAQUS et est calculée dans la base bissectrice. Cela est justifié par la distribution uniforme de l'angle de cisaillement (30°). Deux tests de traction ont été effectués sur le composite durci cisailé. Le premier

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

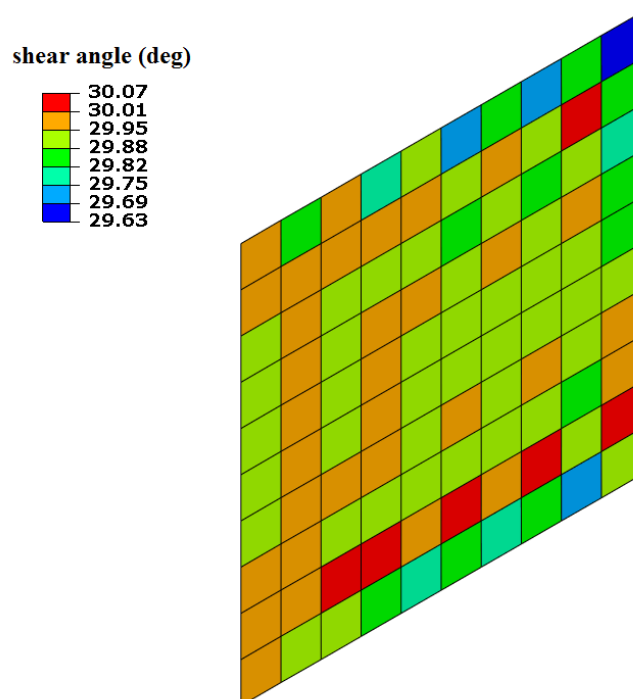


FIGURE 4.7 – Distribution de l'angle de cisaillement

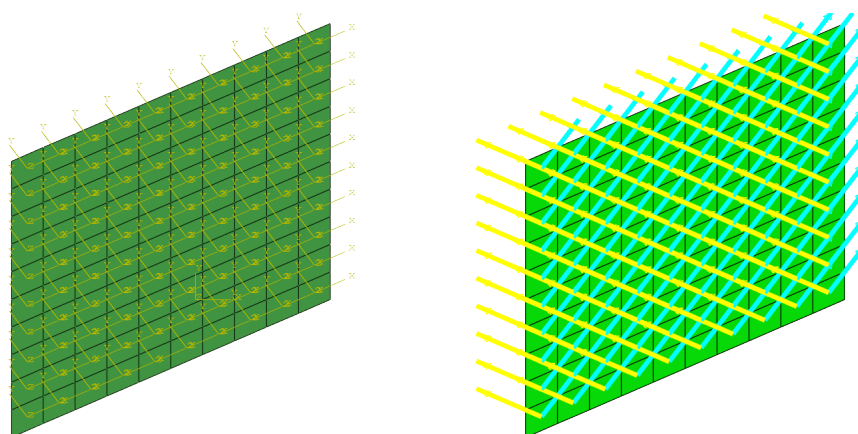


FIGURE 4.8 – Construction des repères locaux et des orientations matérielles

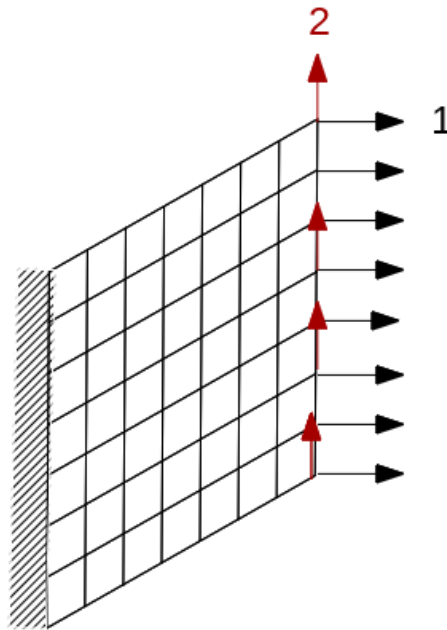


FIGURE 4.9 – Test de traction sur un renfort cisailé

test est un test de traction qui consiste à encasturer la coté gauche de l'éprouvette et de tirer la coté droite dans la direction 1 (voir la figure 4.9). Le deuxième test la direction de traction est la direction 2.

La figure 4.10 montre l'état de la contrainte pour les deux configurations. Notons que les contraintes sont exprimées dans la même base (base bissectrice). D'après la figure 4.10 une bonne concordance entre les simulations obtenues directement par Abaqus et via la routine VUMAT sont remarquées.

4.4.2 Bias Extension Test

Afin de montrer l'effet de la réorientation des fibres sur le comportement d'une structure composite durcie, un test de traction expérimental a été effectué sur une éprouvette déformée du bias extension test après le refroidissement de sa résine. Le test a été également modélisé numériquement en utilisant le modèle de comportement qui tient en compte de la réorientation des fibres et de l'éprouvette déformée après le bias extension test. Une comparaison a été réalisée entre les résultats expérimentaux et numériques.

Un bias extension test a été effectué sur une éprouvette rectangulaire de dimensions initiales 70 mm x 210 mm. Les résultats de la simulation de bias extension test sont présentés dans le chapitre 3. En utilisant les deux scripts développés ci-dessous, des repères locaux

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

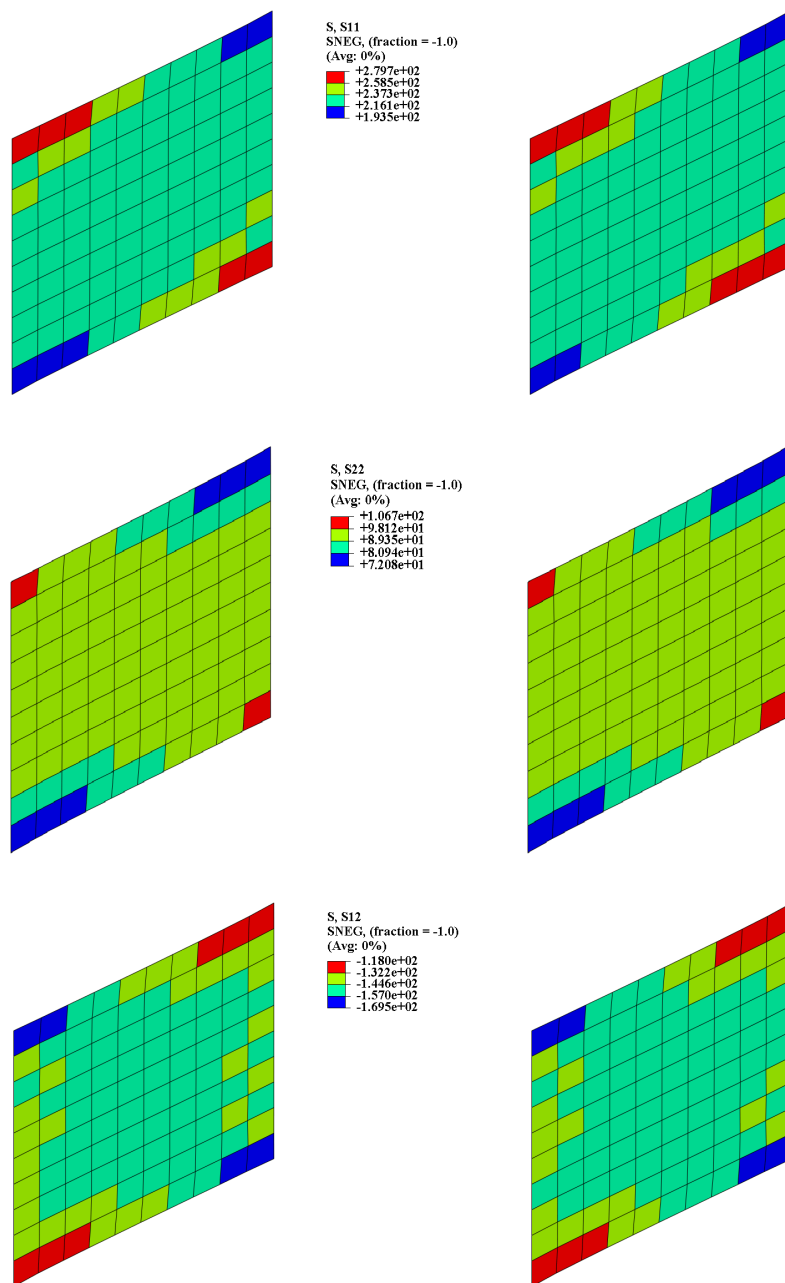


FIGURE 4.10 – Etat de contrainte

(repères bissectrices) sont construites dans chaque éléments du maillage de l'éprouvette obtenue suite à la simulation du bias extension test (Figure 4.11).

Pour analyser l'effet de la réorientation des fibres sur un composite durci, une étude ex-

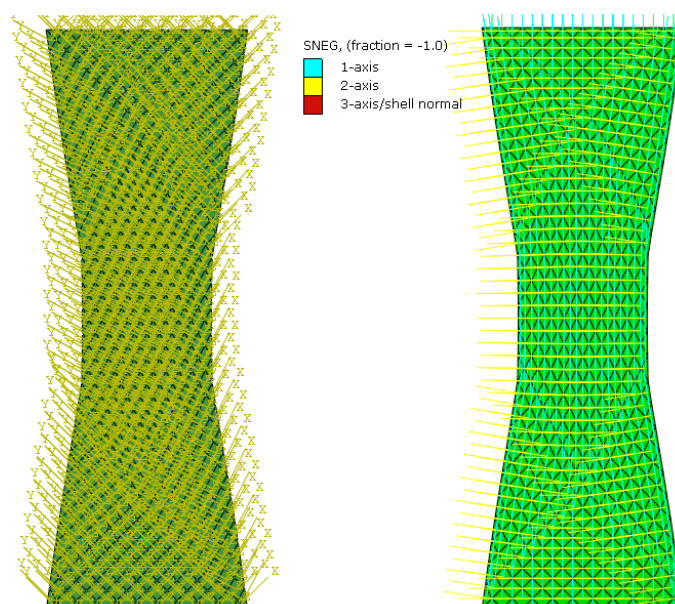


FIGURE 4.11 – Construction des repères locaux et de bases bissectrices sur l'éprouvette déformée de bias extension test

périmental a été effectuée sur des éprouvettes composites après un bias extension test. Après le bias extension test, le renfort qui constitue l'éprouvette n'est orthogonal que dans la zone non déformée présente sur la figure 3.8. Par contre dans les deux autres zones, l'angle entre la trame et la chaîne est égale à $\frac{\pi}{2} - \gamma$ (dans la zone rouge) ou $\frac{\pi}{4} - \frac{\gamma}{2}$ (dans la zone verte). L'analyse E.F de ce test de traction sur l'éprouvette déformée, obtenue suite à un bias extension test, a été réalisé en tenant en compte ou non de la réorientation des fibres due à la procédé (BET dans ce cas).

Les tests expérimentaux (Bias extension test suivis d'un test de traction) sont effectués sur 4 quatre éprouvettes. En effet lors de bias extension test quelques défauts, par exemple rupture des fibres, plis, zone sèches en résines, peuvent apparaitre sur l'éprouvette (voir figure 4.12) lors de bias extension test. Ces différents défauts influencent sur le comportement finale de la pièce. A cause de ces défauts, les courbes expérimentales ne sont pas identiques et elles présentes quelques erreurs qui sont présentées par les barres d'erreurs sur la figure 4.18.

La figure 4.18 montre que la courbe expérimentale (force-déplacement) est très proche à celle obtenue numériquement en utilisant le modèle de comportement qui tient en

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

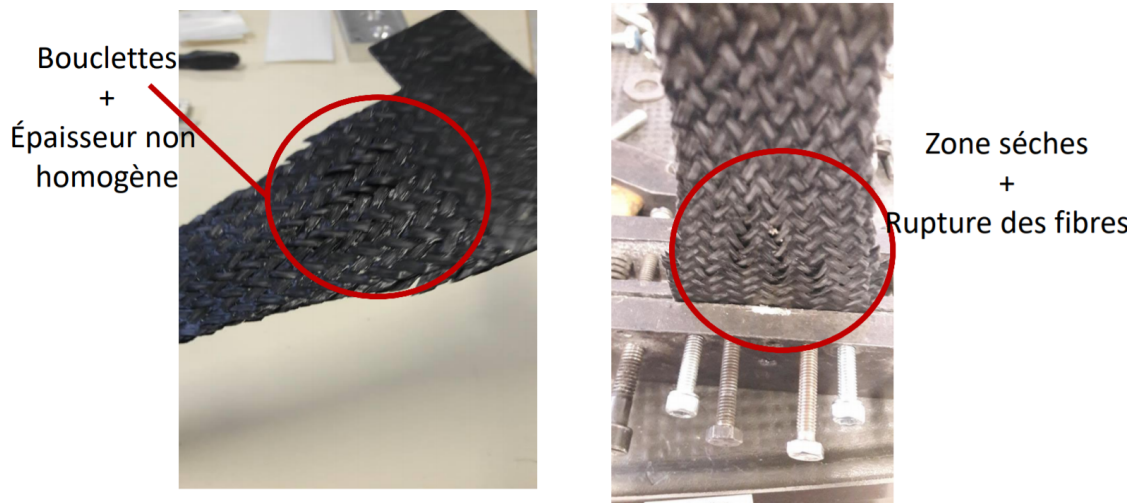


FIGURE 4.12 – Présence des défauts après le bias extension test

compte la réorientation des fibres. En revanche, il est à noter qu'un calcul qui ne tient pas en compte la vraie réorientation des fibres (renfort orthogonal) sous-estime fortement la rigidité globale de la structure durcie.

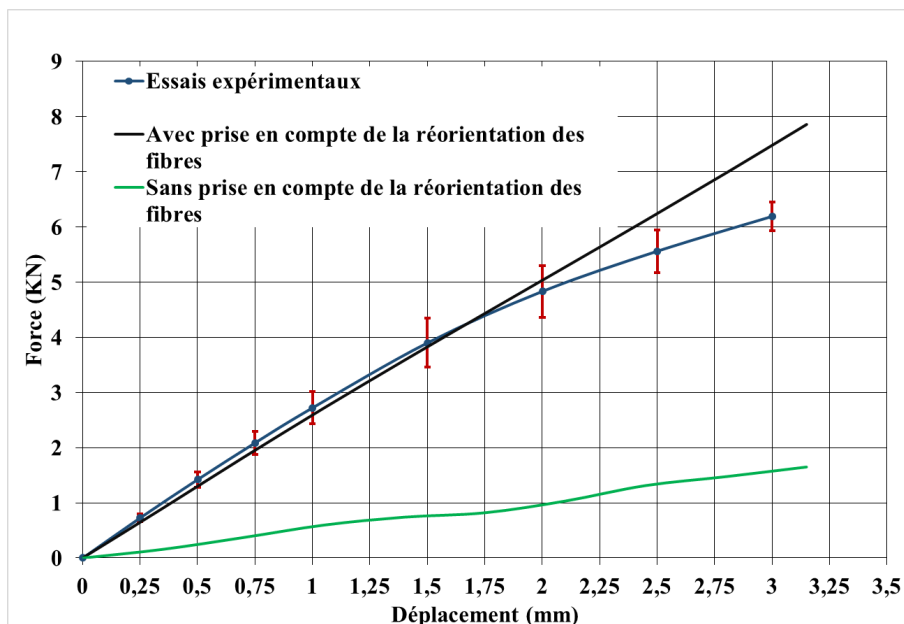


FIGURE 4.13 – Force vs déplacement

4.4.3 Cas d'un hémisphère durcie

Dans un calcul de structure des pièces composites, le renfort est généralement supposé orthogonal. Mais comme est montré sur la figure 3.16, le renfort ne reste plus orthogonal après sa mise en forme. En effet, le tissu est fortement cisailé dans certaines zones. Par conséquent, la rigidité de la pièce sera fortement modifiée. Dans cette section, l'effet de la réorientation des fibres sur le comportement de la pièce finale après le durcissement de la résine est étudiée dans le cas d'un hémisphère composite.

Après la simulation de l'emboutissage hémisphérique, un test de traction a été réalisé

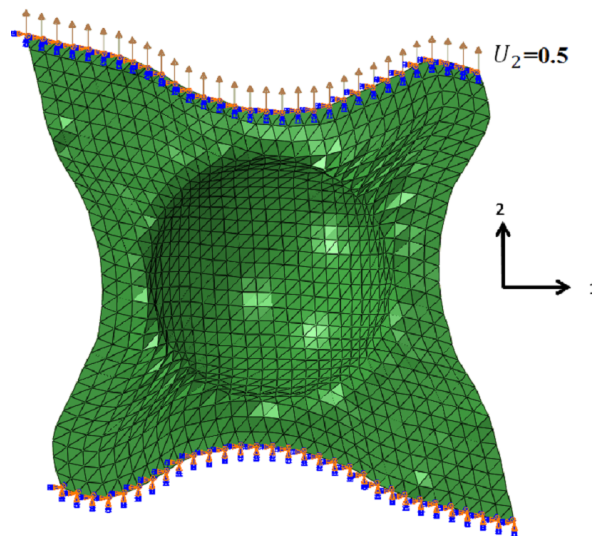


FIGURE 4.14 – Conditions aux limites du test de traction sur l'hémisphérique déformée

sur l'hémisphère durci. La figure 4.14 illustre la géométrie de l'hémisphère, obtenue à partir de la simulation d'emboutissage pour une force de serrage de 100 N et un coefficient de frottement égale à 0.3. Deux configurations ont été testés pour cette analyse structurelle. La première configuration prend en considération le changement d'angle entre les fibres de trames et de chaînes après la mise en forme par l'introduction des angles de cisaillement dans la loi de comportement. Dans la deuxième configuration, le renfort est supposé orthogonal et donc l'effet de la pré-formage n'est pas introduit dans l'analyse structurelle. Un déplacement est appliqué sur le côté supérieur de l'hémisphère. Par contre, le côté inférieur est encastré.

La figure 4.15 présente l'état des contraintes pour les simulations du test de traction sur l'hémisphère durci. Les valeurs de la contrainte sont plus importants dans le modèle qui tient en compte de la réorientation des fibres due à la mise en forme. Les contraintes sont présentés dans le même repère (1,2).

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

La figure 4.16 présente les courbes de la force en fonction du déplacement pour les deux

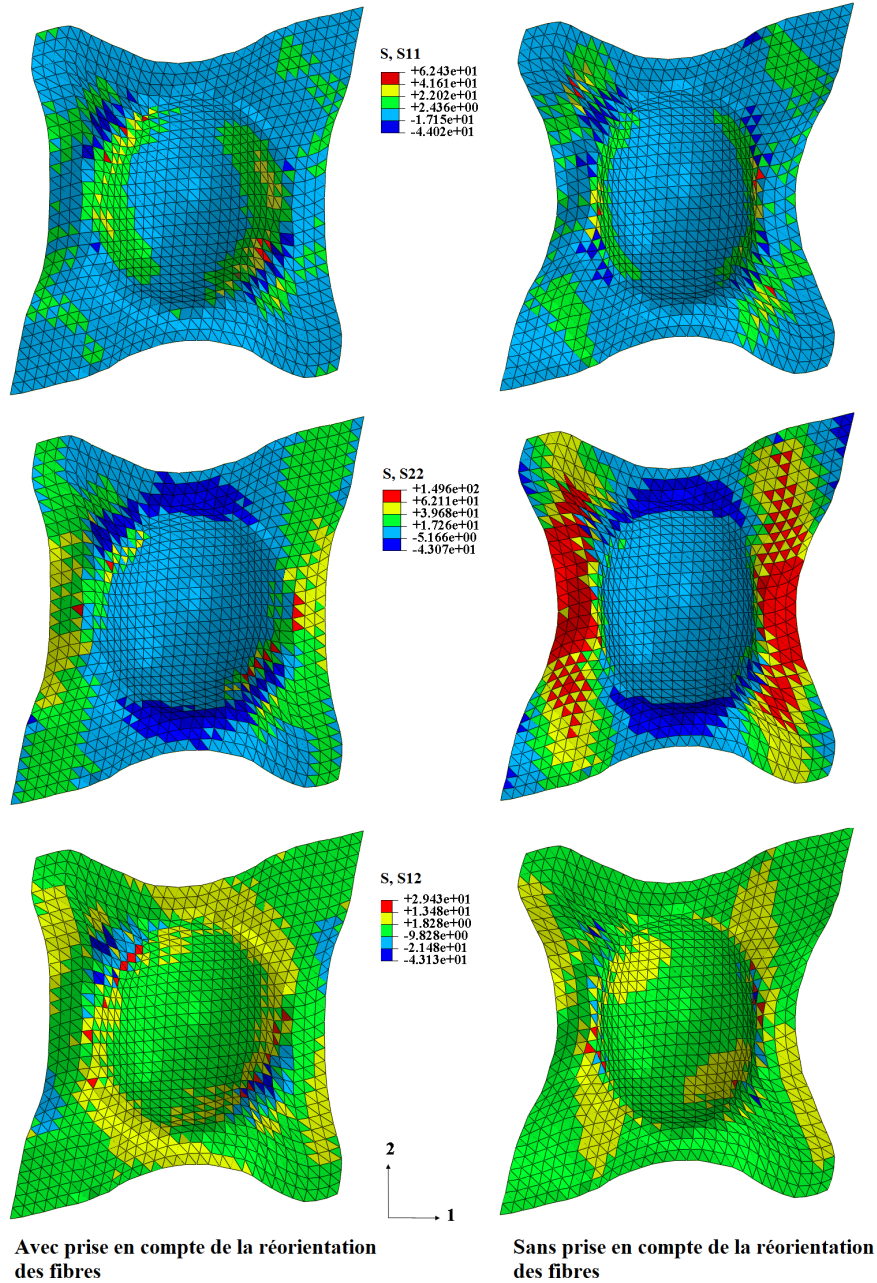


FIGURE 4.15 – Comparaison de l'état de la contrainte (MPa) entre un calcul : Avec la prise en compte de la réorientation des fibres- Sans la prise en compte de la réorientation des fibres

configurations (avec et sans réorientation des fibres). On peut remarquer que la configuration orthogonale sous-estime la résistance de l'hémisphère par rapport à l'autre confi-

guration. Les courbes montrent une différence allant jusqu'à 40%.

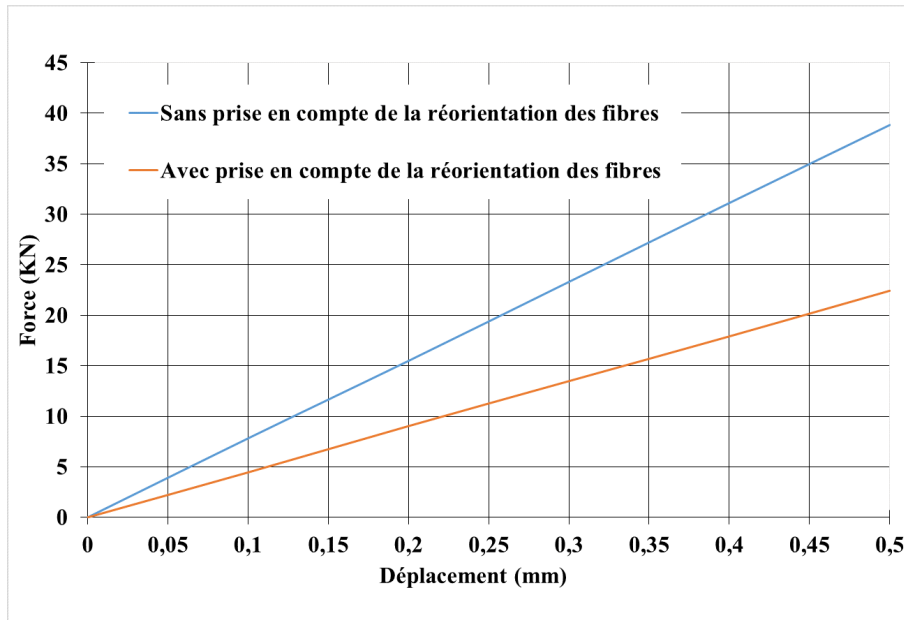


FIGURE 4.16 – Force versus déplacement : Modèle avec prise en compte de la réorientation des fibres- Modèle pour un renfort orthogonal

4.4.4 Cas d'un double dôme durci

Après la simulation du préformage, une analyse structurelle a été réalisée sur le double dôme après le durcissement de la résine. Le modèle final du double dôme drapé (cas renfort $0^\circ/90^\circ$) est importé et utilisé dans une analyse EF. La figure 4.17 montre les conditions aux limites appliquées sur le double dôme durci. Un déplacement de 0,3 mm a été appliqué sur le côté supérieur du double dôme. Dans cette analyse EF, seul un quart de la géométrie a été modélisé. Des conditions aux limites traduisant la symétrie de la géométrie ont été appliquées. Deux analyses ont été effectuées : La première prend en compte la réorientation de la fibre due au processus de formage. La seconde est réalisée sans tenir compte de la réorientation des fibres après l'emboutissage (tissu orthogonal).

La figure 4.18 montre les courbes de la force en fonction de déplacement les deux simulations (tenant compte ou non de la réorientation des fibres due à la mise en forme). La différence entre les deux courbes montre l'influence de la prise en compte la réorientation des fibres sur la rigidité globale du composite durci (double dôme). La figure 4.18 montre que le fait de ne pas tenir compte de la réorientation des fibres dans

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

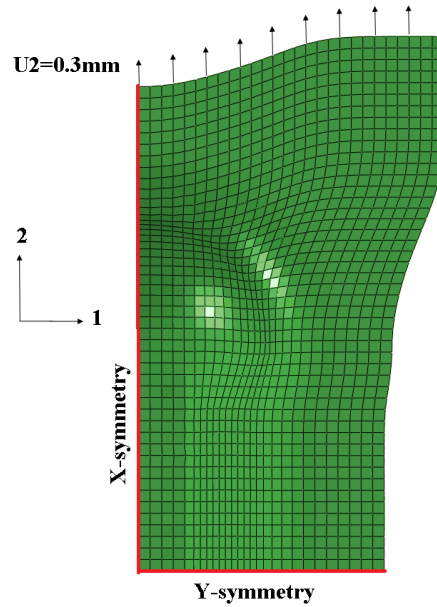


FIGURE 4.17 – Conditions aux limites du test de traction sur le double dôme durci

l'analyse structurale sur-estime la force globale.

La figure 4.19 montre l'état de contrainte sur la surface supérieure des éléments coques

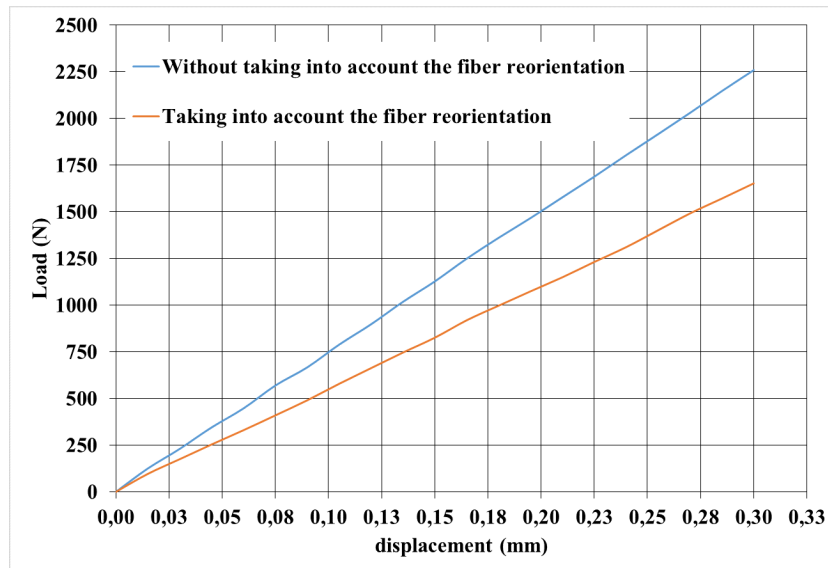


FIGURE 4.18 – Force vs déplacement

de composite. En regardant la contrainte dans cet essai, on peut remarquer que la réorientation affecte l'état de contrainte obtenu par l'analyse structurale. Par exemple, dans la direction 2, la contrainte directe issue d'un calcul qui tient en compte la réorien-

tation des fibres est plus importante que dans le cas d'un calcul qui ne prend pas en compte de la réorientation actuelle), car l'une des directions du fibre est dans la direction du chargement. En outre, dans les zones à très faible angle de cisaillement (presque nul), les contraintes sont presque égales dans les deux simulations. La comparaison entre les deux simulations montre que les propriétés de la pièce finale, le double dome dans ce cas, telles que la rigidité, sont affectées par ce changement d'angle entre les fibres.

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

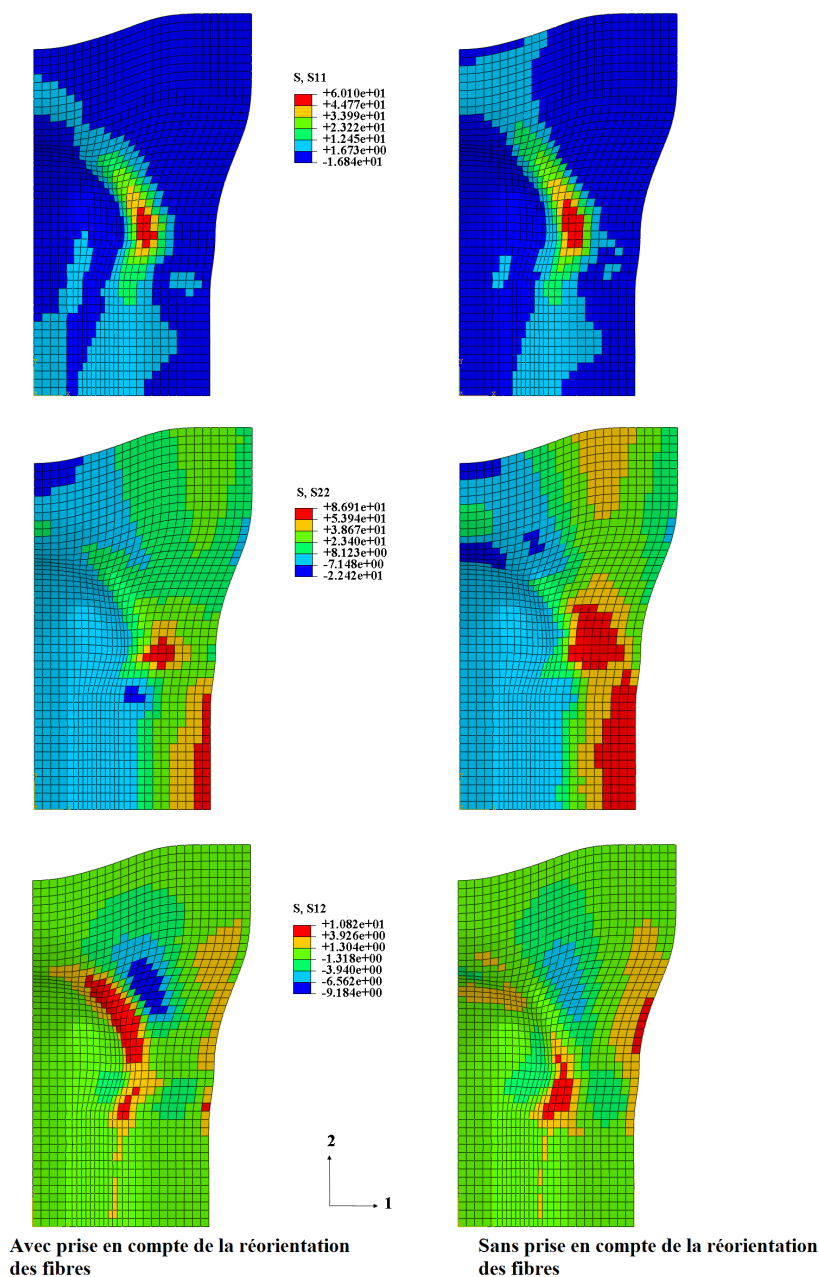


FIGURE 4.19 – Comparaison de l'état de la contrainte (MPa) entre un calcul : Avec la prise en compte de la réorientation des fibres- Sans la prise en compte de la réorientation des fibres

4.5 Conclusion du chapitre 4

Dans ce chapitre une méthodologie a été développée afin de prendre en compte la réorientation des fibres (due à la mise en forme) dans le comportement des pièces composites lors de service.

Un modèle de comportement élastique orthotrope dans une base coïncidente avec la bissectrice de deux directions chaîne et trame a été développé. Outre, il est implémenté dans une routine utilisateur dans ABAQUS et validé selon deux volets. Le premier volet est basé sur la comparaison entre les résultats obtenus par le modèle et ceux provenant d'un test élémentaire effectué sous ABAQUS. Le deuxième volet concerne la validation expérimentale de ce modèle avec un test de traction effectué sur une éprouvette durcie obtenue par un bias extension test. La considération de l'état cisailé du renfort d'une structure composite durcie montre une bonne prédiction de la rigidité par comparaison avec les essais expérimentaux (exercés sur des éprouvettes durcies après un bias extension test).

Enfin, des tests de traction sur deux géométries complexes (double dôme et hémisphère) ont montré l'importance de la prise en compte du changement d'angle entre les fibres dans le comportement du composite durci.

4. Modèle de comportement d'un composite prenant en compte la réorientation des fibres générée par la mise en forme

Conclusions et perspectives

Dans ce travail de thèse, deux volets ont été explorés. Le premier consiste à développer un modèle de comportement pour modéliser un renfort tissé lors de sa mise en forme. Pour ce faire, une approche mécanique macroscopique considérant le renfort comme un milieu continu a été exploitée. Cette approche est basée sur une formulation hypoélastique qui se place dans le cadre des grandes transformations (grandes rotations des fibres lors de la mise en forme). Ce présent modèle de comportement hypoélastique tient compte du principe de la dérivée objective basée sur le tenseur de la rotation des fibres. Le modèle hypoélastique a été implémenté dans le logiciel de calcul par élément finis Abaqus/Explicit, via la subroutine VUMAT, afin de réaliser des simulations mécaniques macroscopiques de la mise en forme.

Des simulations de mise en forme sur deux géométries complexes (hémisphère et double dôme) ont été réalisées en adoptant le modèle de comportement hypoélastique. Les résultats des simulations de deux opérations d'emboutissage sont en concordance avec les tendances expérimentales et numériques rencontrées dans la littérature. Une étude paramétrique dans le cas de l'emboutissage hémisphérique a montré la dépendance de l'angle de cisaillement vis-à-vis le changement des paramètres du procédé. En particulier, l'étude de l'effet de la force de serrage sur l'angle de cisaillement a été effectuée sur deux configurations : une configuration axisymétrique et une autre non axisymétrique. L'utilisation d'une configuration non axisymétrique a bien montré la forte dépendance de l'angle de cisaillement vis-à-vis de la force de serrage. Par contre, la variation de cette dernière dans une configuration axisymétrique n'a aucune influence visible sur l'angle de cisaillement.

Le second volet de cette thèse portait sur l'étude de l'effet de la réorientation des fibres (due à la mise en forme) sur le comportement d'un composite durci c.-à-d. après le durcissement de sa résine. Dans cette perspective, un modèle élastique orthotrope qui tient compte du changement de l'angle entre les réseaux de chaîne et de trame a été proposé. Le modèle a été développé en partant d'une approche mécanique dans laquelle le comportement est considéré orthotrope dans un repère qui coïncide avec la bissectrice entre

les deux directions chaîne/trame.

Des essais expérimentaux ont été réalisés afin de valider le modèle de comportement en considérant l'orientation des fibres. Les tests consistent à appliquer une sollicitation de traction sur des éprouvettes déjà déformées par un biais extension test quand la résine est durcie. Le modèle de comportement présente des résultats en concordance avec ceux issus de la voie expérimentale : essais de traction sur les éprouvettes de biais extension test.

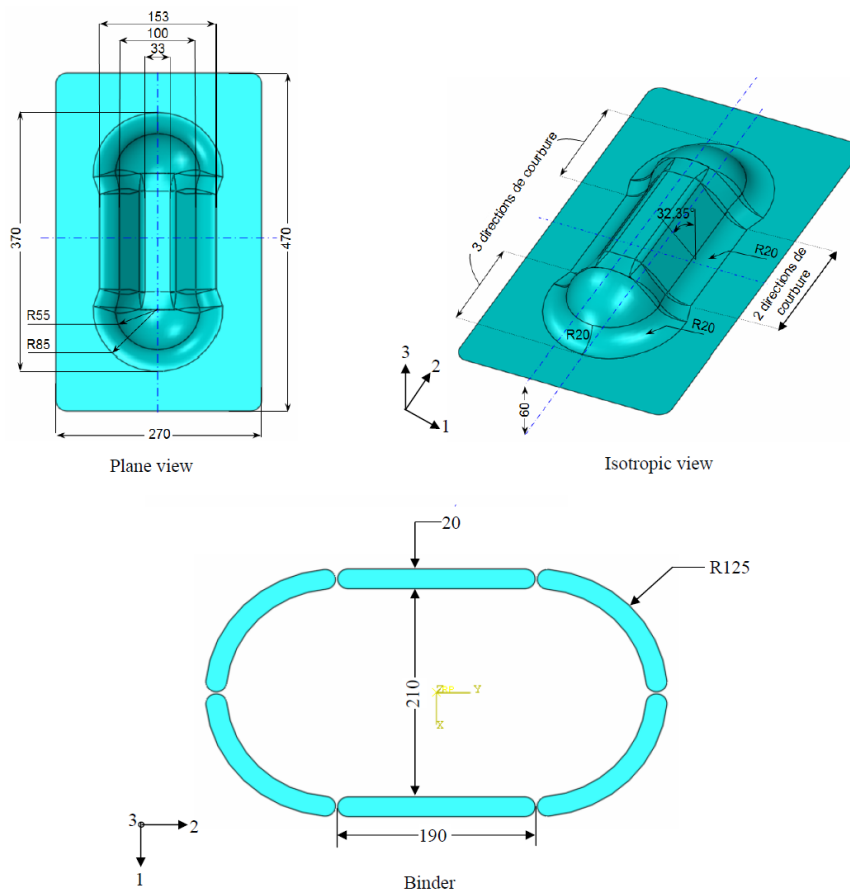
Une analyse par EF sur des structures composites complexes (hémisphère et double dôme durcis) a été effectuée afin de montrer qualitativement l'importance de tenir en compte de la réorientation des fibres sur le comportement de la structure durcie. La comparaison entre les résultats du modèle de comportement qui tient compte du changement d'angle entre les réseaux de mèches avec ceux obtenus sans la prise en compte de ce changement montre l'influence de la considération de l'angle de cisaillement sur l'état de contrainte et la rigidité global d'une structure composite.

La réorientation des fibres après la mise en forme entraînent d'autres types de défauts tels que le changement du taux volumiques des fibres, la variation de l'épaisseur et l'apparition des zones pauvres en résines. Ces derniers défauts ont également un grand effet sur les performances mécaniques de la pièce fabriquée. Il est donc potentiellement nécessaire d'alimenter dans des prochaines études notre modèle par ces derniers défauts.

Annexes

Annexe A

Géométrie du double dôme



Bibliographie

- [AIM 07] AIMENE Y.
Approche hyperelastique pour la simulation des renforts fibreux en grandes transformations. *Département Mécanique. Lyon, INSA Lyon, , 2007.*
- [ALL] ALLAOUI S., HIVET G., HADDAD M., AGOGUE R., KHELLIL K., BEAUCHENE P., ABOURA Z.
Procédé de mise en forme : défauts mésoscopiques et propriétés induites sur le composite. *Journée Scientifique et Technique : Défauts dans les composites : Origine, Mesure, Criticité et Impacts sur les Performances.*
- [ARG 72] ARGON A.
Fracture of Composites, *Treatise of Materials Science and Technology, Vol. 1. Academic Press, New York, vol. 71, 1972, p. 183–210.*
- [BAD 08a] 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.
- [BAD 08b] 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.
- [BAD 08c] BADEL P., VIDAL-SALLÉ E., BOISSE P.
Large deformation analysis of fibrous materials using rate constitutive equations. *Computers & Structures, vol. 86, n° 11, 2008, p. 1164–1175, Elsevier.*
- [BAR 00] BARUCHEL J., BUFFIERE J., MAIRE E., MERLE P., PEIX G.
X-Ray Tomography in Material Science. Hermes Science, 2000.
- [BEL 13] BELYTSCHKO T., LIU W. K., MORAN B., ELKHODARY K.
Nonlinear finite elements for continua and structures. John wiley & sons, 2013.
- [BER 99] BERTHELOT J.-M., LING F. F.
Composite materials : mechanical behavior and structural analysis. Springer, 1999.
- [BER 08] BERTHEREAU A., DALLIES E.
Fibres de verre de renforcement. *Techniques de l'ingénieur. Plastiques et composites, , n° AM5132, 2008, Techniques de l'ingénieur.*
- [BIG 01] BIGAUD D., GOYHÉNÈCHE J. M., HAMELIN P.
A global-local non-linear modelling of effective thermal conductivity tensor of textile-

- reinforced composites. *Composites - Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, 2001, p. 1443–1453.
- [BIG 05] BIGAUD D., DRÉANO L., HAMELIN P.
Models of interactions between process, microstructure and mechanical properties of composite materials—a study of the interlock layer-to-layer braiding technique. *Composite Structures*, vol. 67, n° 1, 2005, p. 99–114, Elsevier.
- [BOI 95] BOISSE P., CHEROUAT A., GELIN J. C., SABHI H.
Experimental study and finite element simulation of a glass fiber fabric shaping process. *Polymer composites*, vol. 16, n° 1, 1995, p. 83–95, Wiley Online Library.
- [BOI 04] BOISSE P.
Mise en forme des renforts fibreux de composites. *Techniques de l'ingénieur*, vol. TIB474DUO, n° am3734, 2004.
- [BOI 06] BOISSE P., ZOUARI B., DANIEL J.-L.
Importance of in-plane shear rigidity in finite element analyses of woven fabric composite preforming. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, n° 12, 2006, p. 2201–2212, Elsevier.
- [BOI 11] 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, n° 5, 2011, p. 683–692, Elsevier.
- [BOR 02] BOROUCHE 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.
- [BOR 03] BOROUCHE H., CHEROUAT A.
Drapage géométrique des composites. *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 331, 2003, p. 437-442.
- [BOU 07] BOUBAKER B. B., HAUSSY B., GANGHOFFER J. F.
Discrete models of woven structures. Macroscopic approach. *Composites Part B : Engineering*, vol. 38, n° 4, 2007, p. 498-505.
- [BOW 92] BOWLES K. J., FRIMPONG S.
Void effects on the interlaminar shear strength of unidirectional graphite-fiber-reinforced composites. *Journal of Composite Materials*, vol. 26, n° 10, 1992, p. 1487–1509, Sage Publications.
- [BUD 93] BUDIANSKY B., FLECK N. A.
Compressive failure of fibre composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 41, n° 1, 1993, p. 183–211, Elsevier.
- [BUE 98] BUET GAUTIER K.
Analyse et simulation du comportement mécanique des renforts composites tissés. Thèse de doctorat, 1998.

- [BUE 01] BUET-GAUTIER K., BOISSE P.
Experimental analysis and modeling of biaxial mechanical behavior of woven composite reinforcements. *Experimental mechanics*, vol. 41, n° 3, 2001, p. 260–269, Springer.
- [CAM 10] CAMPBELL F. C.
Structural Composite Materials. ASM International, 2010.
- [CAO 08a] 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, n° 6, 2008, p. 1037–1053.
- [CAO 08b] CAO J., AKKERMAN R., BOISSE P., CHEN J., CHENG H., DE GRAAF E., GORCZYCA J., HARRISON P., HIVET G., LAUNAY J. et al.
Characterization of mechanical behavior of woven fabrics : experimental methods and benchmark results. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 39, n° 6, 2008, p. 1037–1053, Elsevier.
- [CHA 11a] CHARMETANT A., VIDAL-SALLÉ E., BOISSE P.
Hyperelastic modelling for mesoscopic analyses of composite reinforcements. *Composites Science and Technology*, vol. 71, n° 14, 2011, p. 1623–1631, Elsevier Ltd.
- [CHA 11b] CHARMETANT A.
Approches hyperélastiques pour la modélisation du comportement mécanique de préformes tissées de composites. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2011.
- [CHE 01] CHEROUAT A., BILLOËT J. L.
Mechanical and numerical modelling of composite manufacturing processes deep-drawing and laying-up of thin pre-impregnated woven fabrics. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 118, n° 1-3, 2001, p. 460-471.
- [CHO 83] CHOU T.-W., ISHIKAWA T.
One-dimensional micromechanical analysis of woven fabric composites. *AIAA journal*, vol. 21, n° 12, 1983, p. 1714–1721.
- [COS 01] COSTA M. L., DE ALMEIDA S. F. M., REZENDE M. C.
The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. *Composites Science and Technology*, vol. 61, n° 14, 2001, p. 2101–2108, Elsevier.
- [COS 05] COSTA M. L., REZENDE M. C., DE ALMEIDA S. F. M.
Strength of hygrothermally conditioned polymer composites with voids. *Journal of composite materials*, vol. 39, n° 21, 2005, p. 1943–1961, Sage Publications.
- [DAF 83] DAFALIAS Y.
Corotational rates for kinematic hardening at large plastic deformations. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 50, n° 3, 1983, p. 561–565, American Society of Mechanical Engineers.

- [DAS 92] DASGUPTA A., AGARWAL R.
Orthotropic Thermal Conductivity of Plain-Weave Fabric Composites Using a Homogenization Technique. *Journal of Composite Materials*, vol. 26, n° 18, 1992, p. 2736-2758.
- [DAS 96] DASGUPTA A., AGARWAL R. K., BHANDARKAR S. M.
Three-dimensional modeling of woven-fabric composites for effective thermo-mechanical and thermal properties. *Composites Science and Technology*, vol. 56, n° 95, 1996, p. 209-223.
- [DES 05] 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, n° 13, 2005, p. 1920-1930.
- [DON 00] DONG L., LEKAKOU C., BADER M.
Solid-mechanics finite element simulations of the draping of fabrics : a sensitivity analysis. *Composites Part A : applied science and manufacturing*, vol. 31, n° 7, 2000, p. 639-652, Elsevier.
- [DON 01] DONG L., LEKAKOU C., BADER M.
Processing of composites : simulations of the draping of fabrics with updated material behaviour law. *Journal of composite materials*, vol. 35, n° 2, 2001, p. 138-163, Sage Publications Sage CA : Thousand Oaks, CA.
- [DUM 03a] DUMONT F., HIVET G., ROTINAT R., LAUNAY J., BOISSE P., VACHER P.
Mesures de champ pour des essais de cisaillement sur des renforts tissés. *Mécanique and Industries/Mécanique et Industries*, vol. 4, n° 6, 2003, p. 627-635.
- [DUM 03b] DUMONT F. et al.
Contribution à l'expérimentation et à la modélisation du comportement mécanique de renforts de composites tissés. Thèse de doctorat, Paris 6, 2003.
- [DUP 08] DUPUPET G.
Fibres de carbone. Ed. Techniques Ingénieur, 2008.
- [DUR 10] DURVILLE D.
Simulation of the mechanical behaviour of woven fabrics at the scale of fibers. *International Journal of Material Forming*, vol. 3, n° S2, 2010, p. 1241-1251.
- [FEL 11] FELD N.
Vers un pont micro-méso de la rupture en compression des composites stratifiés. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan, 2011.
- [GAS 00] GASSER A., BOISSE P., HANKLAR S.
Mechanical behaviour of dry fabric reinforcements. 3D simulations versus biaxial tests. *Computational Materials Science*, vol. 17, n° 1, 2000, p. 7-20.
- [GAT 10] GATOUILLAT S.
Approche mésoscopique pour la mise en forme des renforts tissés de composites. Thèse de doctorat, INSA, Lyon, 2010.

- [GAT 13] GATOUILLAT S., BAREGGI A., VIDAL-SALLÉ E., BOISSE P.
Meso modelling for composite preform shaping - Simulation of the loss of cohesion of the woven fibre network. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 54, n° 0, 2013, p. 135 - 144.
- [GEE 03] GEERS M. G. D., KOUZNETSOVA V. G., BREKELMANS W. A. M.
Multi-scale modelling : Computational homogenization in solid mechanics. *Composites Science and Technology*, vol. 1, n° 4, 2003, p. 1235–1260.
- [GEO 13] GEORGES M., THIZY C., LEWANDOWSKI J., SCHEED L., MOURET L., DUBÉ R., VENEGAS P., JORGE I., LOPEZ I., DEMY P.
Comparaison de techniques CND émergentes sur des pièces aéronautiques en matériaux composites. , 2013.
- [GHO 07] GHOREISHI S., CARTAUD P., DAVIES P., MESSENGER 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.
- [HAG 04] HAGEGE B.
Simulation du comportement mécanique des milieux fibreux en grandes transformations : application aux renforts tricotés. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2004.
- [HAM 07] HAMILA N.
Simulation de la mise en forme des renforts composites mono et multi plis. Thèse de doctorat, Villeurbanne, INSA, 2007.
- [HAM 09] HAMILA N., BOISSE P., SABOURIN F., BRUNET M.
A semi-discrete shell finite element for textile composite reinforcement forming simulation. *International journal for numerical methods in engineering*, vol. 79, n° 12, 2009, p. 1443–1466, Wiley Online Library.
- [HAR 04] HARRISON P., CLIFFORD M., LONG A.
Shear characterisation of viscous woven textile composites : a comparison between picture frame and bias extension experiments. *Composites Science and Technology*, vol. 64, 2004, p. 1453-1465.
- [HAR 13] HARRISON P., GOMES R., CURADO-CORREIA N.
Press forming a 0/90 cross-ply advanced thermoplastic composite using the double-dome benchmark geometry. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 54, 2013, p. 56–69, Elsevier.
- [HER 80] HERMAN G. T.
Image Reconstruction from Projections : The Fundamentals of Computerized Tomography. Academic Press, New York, 1980.
- [HIV 05] 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, n° 1, 2005, p. 25–49, Elsevier.

- [HOU 94] HOU M., FRIEDRICH K.
3-D stamp forming of thermoplastic matrix composites. *Applied Composite Materials*, vol. 1, n° 2, 1994, p. 135–153, Springer.
- [HSI 99] HSIAO S.-W., KIKUCHI N.
Numerical analysis and optimal design of composite thermoforming process. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 177, 1999, p. 1–34.
- [HSI 09] HSIEH J.
Computed tomography : principles, design, artifacts, and recent advances. SPIE Press, 2009.
- [HUA 09] HUANG Y., NG S., LIU L., LI C., CHEN Y., HUNG Y.
NDT&E using shearography with impulsive thermal stressing and clustering phase extraction. *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 47, n° 7-8, 2009, p. 774–781, Elsevier.
- [HUG 80] HUGHES T. J., WINGET J.
Finite rotation effects in numerical integration of rate constitutive equations arising in large-deformation analysis. *International journal for numerical methods in engineering*, vol. 15, n° 12, 1980, p. 1862–1867, Wiley Online Library.
- [HUN 99] HUNG Y.
Applications of digital shearography for testing of composite structures. *Composites Part B : Engineering*, vol. 30, n° 7, 1999, p. 765–773, Elsevier.
- [JEO 95] JEONG H., HSU D.
Experimental analysis of porosity-induced ultrasonic attenuation and velocity change in carbon composites. *Ultrasonics*, vol. 33, n° 3, 1995, p. 195–203, Elsevier.
- [JIA 99] JIANG W., YAO M., WALTON J.
A concise finite element model for simple straight wire rope strand. *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 41, 1999, p. 143–161.
- [KAW 73] KAWABATA S., NIWA M., KAWAI H.
The finite-deformation theory of plain-weave fabrics part I : the biaxial-deformation theory. *The Journal of The Textile Institute*, vol. 64, 1973, p. 21–46.
- [KAW 80] KAWABATA S.
The Standardization and Analysis of Hand Evaluation. Textile Machinery Society of Japan, 1980.
- [KHA 09] KHAN M. A., MABROUKI T., BOISSE P.
Numerical and experimental forming analysis of woven composites with double dome benchmark. *International Journal of Material Forming*, vol. 2, n° S1, 2009, p. 201–204.
- [KHA 10a] 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 Technology*, vol. 210, 2010, p. 378–388.
- [KHA 10b] 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 Technology*, vol. 210, n° 2, 2010, p. 378–388.
- [KHA 14] KHAN A. H., CHAUDHURI R. A.
Fan-beam geometry based inversion algorithm in computed tomography (CT) for imaging of composite materials. *Composite Structures*, vol. 110, n° 0, 2014, p. 297 - 304.
- [LAF 01] LAFARIE-FRENOT M.-C., HENAFF-GARDIN C., GAMBY D.
Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates. *Composites science and technology*, vol. 61, n° 15, 2001, p. 2327–2336, Elsevier.
- [LEM 09] LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L., BENALLAL A., DESMORAT R.
Mécanique des matériaux solides-3eme édition. Dunod, 2009.
- [LIG 13] LIGHTFOOT J. S., WISNOM M. R., POTTER K.
Defects in woven preforms : Formation mechanisms and the effects of laminate design and layup protocol. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 51, 2013, p. 99–107, Elsevier.
- [LIN 07] LIN H., WANG J., LONG A., CLIFFORD M., HARRISON P.
Predictive modelling for optimization of textile composite forming. *Composites Science and Technology*, vol. 67, n° 15, 2007, p. 3242–3252, Elsevier.
- [LIU 06] LIU L., ZHANG B.-M., WANG D.-F., WU Z.-J.
Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. *Composite Structures*, vol. 73, n° 3, 2006, p. 303–309, Elsevier.
- [LOI 08] LOIX F., BADEL P., ORGEAS L., GEINDREAU C., BOISSE P.
Woven fabric permeability : From textile deformation to fluid flow mesoscale simulations. *Composites Science and Technology*, vol. 68, n° 7-8, 2008, p. 1624 - 1630.
- [LOM 00] 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, n° 11, 2000, p. 2083-2095.
- [LOM 06] 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, n° 7-8, 2006, p. 919-933.
- [LUB 02] LUBINEAU G.
Sur un mésomodèle d'endommagement des composites stratifiés : relations micro-méso, possibilités et limites. Laboratoire de mécanique et technologie, 2002.
- [MA 12] MA W., LIU F.
Effects of Porosity on Ultrasonic Characteristic Parameters and Mechanical Properties of Glass Fiber Reinforced Composites. *International Journal of Modern Physics : Conference Series*, vol. 6 World Scientific, 2012, p. 646–651.
- [MAL 16] MALDONADO E. G.
Modélisation et simulation de la mise en forme des composites préimprégnés à ma-

- trice thermoplastiques et fibres continues. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2016.
- [MAR 56] MARK C., TAYLOR H. M.
The fitting of woven cloth to surfaces. *Journal of the Textile Institute*, vol. 47, 1956, p. 477-488.
- [MIH 11] MIHALUTA M.
Etude de la mise en oeuvre industrielle d'un nouveau procédé de mise en forme de produits composites. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2011.
- [MOU 12] MOURET L.
Analyse des déformations résiduelles dans des pièces composites fortement courbées fabriquées par RTM. Thèse de doctorat, École Polytechnique de Montréal, 2012.
- [NAI 92] NAIK N., SHEMBEKAR P.
Elastic behavior of woven fabric composites : I? Lamina analysis. *Journal of composite materials*, vol. 26, n° 15, 1992, p. 2196–2225, Sage Publications Sage CA : Thousand Oaks, CA.
- [NAO 14] NAOUAR N., VIDAL-SALLE E., SCHNEIDER J., MAIRE E., BOISSE P.
Meso-scale FE analyses of textile composite reinforcement deformation based on X-Ray computed tomography. *Composite Structures*, vol. 116, n° 0, 2014, p. 165 - 176.
- [NAO 15a] NAOUAR N., VIDAL-SALLE E., SCHNEIDER J., MAIRE E., BOISSE P.
3D composite reinforcement meso FE analyses based on X-ray computed tomography. *Composite Structures*, vol. 132, 2015, p. 1094–1104, Elsevier.
- [NAO 15b] NAOUAR N.
Analyse mésoscopique par éléments finis de la déformation de renforts fibreux 2D et 3D à partir de microtomographies X. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2015.
- [NAW 00] NAWROCKI A., LABROSSE M.
A finite element model for simple straight wire rope strands. *Computers and Structures*, vol. 77, 2000, p. 345-359.
- [OUA 13] OUAGNE P., SOULAT D., MOOTHOO J., CAPELLE E., GUERET S.
Complex shape forming of a flax woven fabric ; analysis of the tow buckling and misalignment defect. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 51, 2013, p. 1–10, Elsevier.
- [OZD 08] OZDEMIR I., BREKELMANS W. A. M., GEERS M. G. D.
Computational homogenization for heat conduction in heterogeneous solids. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 73, n° 2, 2008, p. 185–204, John Wiley & Sons, Ltd.
- [PEN 04] 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, n° 1, 2004, p. 11–21, Elsevier.

- [PEN 11] PENG X., REHMAN Z. U.
Textile composite double dome stamping simulation using a non-orthogonal constitutive model. *Composites Science and Technology*, vol. 71, n^o 8, 2011, p. 1075–1081, Elsevier.
- [POT 99] 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^o 5, 1999, p. 619–621.
- [ROS 05] ROSSI R., LAZZARI M., VITALIANI R., OÑATE E.
Simulation of light-weight membrane structures by wrinkling model. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 62, n^o 15, 2005, p. 2127–2153, Wiley Online Library.
- [SHA 04] 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, n^o 6, 2004, p. 637–643.
- [SHE 07] SHERBURN M.
Geometric and mechanical modelling of textiles. Thèse de doctorat, Université de Nottingham, 2007.
- [SID 82] SIDOROFF F.
Cours sur les grandes déformations. *Rapport Greco*, vol. 51, 1982.
- [SRE 06] SREPRATEEP K., BOHEZ E.
Computer aided modeling of fiber assemblies. *Computer Aided Design & Applications*, vol. 3, 2006, p. 367–376.
- [SZE 05] SZE K. Y., LIU X. H.
A new skeletal model for fabric drapes. *International Journal of Mechanics and Materials in Design*, vol. 2, n^o 3-4, 2005, p. 225–243.
- [TAL 12] TALREJA R., SINGH C. V.
Damage and failure of composite materials. Cambridge University Press, 2012.
- [TAN 87] TANG J.-M., LEE W. I., SPRINGER G. S.
Effects of cure pressure on resin flow, voids, and mechanical properties. *Journal of composite materials*, vol. 21, n^o 5, 1987, p. 421–440, Sage Publications.
- [TRU 55a] TRUESDELL C.
The simplest rate theory of pure elasticity. *Communications on pure and applied mathematics*, vol. 8, n^o 1, 1955, p. 123–132, Wiley Online Library.
- [TRU 55b] TRUESDELL C.
Hypo-elasticity. *Journal of Rational Mechanics and Analysis*, vol. 4, 1955, p. 83–1020, JSTOR.
- [VAN 91] VAN DER WEEËN F.
Algorithms for draping fabrics on doubly-curved surfaces. *International journal for numerical methods in engineering*, vol. 31, n^o 7, 1991, p. 1415–1426, Wiley Online Library.

- [VER 05] 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, n° 15-16, 2005, p. 2563-2574.
- [VUK 95] VU-KHANH T., LIU B.
Prediction of fibre rearrangement and thermal expansion behaviour of deformed woven-fabric laminates. *Composites Science and Technology*, vol. 53, n° 2, 1995, p. 183-191, Elsevier.
- [VUK 97] VU-KHANH T., LIU B.
Characterization of Thermo-Elastic Behaviour of Woven Fabric Composites at Elevated Temperatures. *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 6, n° 1, 1997, p. 51-62.
- [VUK 00] VU-KHANH T., DO-THANH V.
Predicting shrinkage in polyester reinforced by glass fabrics. *Journal of composite materials*, vol. 34, n° 12, 2000, p. 998-1008, Sage Publications Sage CA : Thousand Oaks, CA.
- [WAN 12] WANG P., HAMILA N., BOISSE P.
Prédiction par simulation des défauts de plissement lors de la mise en forme des matériaux composites mono et multiplis. *Matériaux & Techniques*, vol. 100, n° 6-7, 2012, p. 591-599, EDP Sciences.
- [WIL 08] WILLEMS A., LOMOV S., VERPOEST I., VANDEPITTE D., HARRISON P., YU W.
Forming simulation of a thermoplastic commingled woven textile on a double dome. *International Journal of Material Forming*, vol. 1, n° 1, 2008, p. 965-968, Springer-Verlag.
- [XIA 97] XIAO H., BRUHNS O., MEYERS A.
Hypo-elasticity model based upon the logarithmic stress rate. *Journal of Elasticity*, vol. 47, n° 1, 1997, p. 51-68, Springer.
- [YOK 77] YOKOTA M. J.
In-process controlled curing of resin matrix composites. *Diversity- Technology explosion*, , 1977, p. 416-429.
- [YOS 86] YOSHIDA H., OGASA T., HAYASHI R.
Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CFRP. *Composites Science and Technology*, vol. 25, n° 1, 1986, p. 3-18, Elsevier.
- [ZHO 04] ZHOU G., SUN X., WANG Y.
Multi-chain digital element analysis in textile mechanics. *Composites Science and Technology*, vol. 64, n° 2, 2004, p. 239-244.
- [ZHU 09] ZHU H.-Y., LI D.-H., ZHANG D.-X., WU B.-C., CHEN Y.-Y.
Influence of voids on interlaminar shear strength of carbon/epoxy fabric laminates. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, 2009, p. s470-s475, Elsevier.

FOLIO ADMINISTRATIF

THÈSE DE L'UNIVERSITÉ DE LYON OPÉRÉE AU SEIN DE L'INSA DE LYON

NOM : ARIDHI

DATE de SOUTENANCE : 06 Mars 2019

Prénoms : Abderrahmen

TITRE : Analyse structurelle des composites tissés prenant en compte le procédé de mise en forme

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2019-ISAL-012

École doctorale : MEGA

Spécialité : Mécanique - Génie Mécanique - Génie Civil

RÉSUMÉ :

Durant le procédé de thermoestampage, le renfort tissé/préimprégné peut subir des grandes rotations de fibres dues aux fortes déformations de cisaillement dans le plan. Ces rotations sont importantes surtout dans les zones à géométries complexes telles que celles à double courbure. Par conséquent, la réorientation des fibres dans le nouveau renfort cisailé affecte significativement la résistance et la performance du produit final. L'objectif de ce travail de thèse est de développer un modèle de comportement qui tient compte des changements d'angle entre les réseaux de mèches (directions chaîne et trame).

Un modèle de comportement hypo élastique a été proposé afin de simuler la mise en forme des tissés secs. La simulation de la mise en forme permet de déterminer les réorientations finales entre les mèches par l'intermédiaire des angles de cisaillement. Ces derniers sont transférés dans un modèle élastique orthotrope élaboré pour effectuer une analyse structurelle d'un composite durci après sa mise en forme.

Le modèle orthotrope a été validé expérimentalement par un test de traction sur des éprouvettes durcies après un bias extension test. Finalement, pour démontrer la performance de ce modèle élastique orthotrope (avec la prise en compte de la réorientation des mèches), des analyses EF sur un hémisphère et un double dôme durcis ont été réalisés. Les résultats obtenus par le modèle orthotrope ont été comparés avec ceux issus d'un modèle sans la prise en compte de la réorientation des mèches.

MOTS-CLÉS : Renfort textile, Hypoélasticité, Analyse par éléments finis, Mise en forme.

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

UMR CNRS 5259 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein
69621 Villeurbanne Cedex FRANCE

Directeur de thèse : Philippe BOISSE

Directeur de thèse : Tarek MABROUKI

Président du jury : Caroline RICHARD

Composition du jury : Philippe BOISSE
Caroline RICHARD
Bassem ZOUARI

Tarek MABROUKI
Malek ZARROUG
Peng WANG

