



HAL
open science

Approches multiéchelles d'expérimentation et de modélisation pour prédire la rupture d'un composite textile : Critère de classement des architectures tissées

Wassim Trabelsi

► **To cite this version:**

Wassim Trabelsi. Approches multiéchelles d'expérimentation et de modélisation pour prédire la rupture d'un composite textile : Critère de classement des architectures tissées. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0087 . tel-02003462

HAL Id: tel-02003462

<https://pastel.hal.science/tel-02003462>

Submitted on 1 Feb 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.

École doctorale 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité « Sciences et Génie des Matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Wassim TRABELSI

le 19 décembre 2013

**Approches multiéchelles d'expérimentation et de modélisation
pour prédire la rupture d'un composite textile. Critère de
classement des architectures tissées.**

confidentielle jusqu'au 18 Décembre 2018

Directeurs de thèse : **L. LAIARINANDRASANA** et **A. THIONNET**

Jury

M. Jean-Claude GRANDIDIER, Professeur, ENSMA Poitiers
M. Nicolas CARRÈRE, Enseignant-Chercheur HDR, ENSTA Bretagne
M. Yves RÉMOND, Professeur, Université de Strasbourg - EPCM
Mme. Valérie MIRI, Maître de Conférences HDR, Université de Lille1
M. Hervé MATHIEU, Ingénieur, Cobra Europe SA
M. Lucien LAIARINANDRASANA, Maître de Recherche, Mines ParisTech
M. Alain THIONNET, Professeur, Université de Bourgogne / Mines ParisTech

Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur

MINES ParisTech
Centre des Matériaux

CNRS UMR 7633 / BP 87, F91003 Evry Cedex

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Le travail présenté dans ce mémoire a été effectué au Centre des Matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (Mines ParisTech) au sein de l'équipe MM, dans le cadre d'un contrat Cifre avec la société Cobra-Europe.

En premier lieu, je tiens à remercier mes directeurs de thèse, Mr. Lucien Laiarinandrasana et Mr. Alain Thionnet, pour la confiance qu'ils m'ont accordée en acceptant d'encadrer ce travail doctoral. J'aimerais également leur dire à quel point j'ai apprécié leurs grandes disponibilités ainsi que leurs précieux conseils. Enfin, je les remercie également pour leurs qualités d'ordre relationnel qui m'ont permis de travailler dans une ambiance très agréable.

Je remercie Mr. Nicolas Carrère et Mr. Jean-Claude Grandidier d'avoir accepté de rapporter ce manuscrit. Merci également à Mr. Yves Rémond d'avoir présidé le jury de thèse. Je suis très reconnaissant à ma tutrice de stage de Master, Mme. Valérie Miri, qui m'a aidé dans mon choix de thèse.

Dans le cadre du contrat CIFRE, je tiens à remercier infiniment Mr. Edgar Mansour de m'avoir accueilli au sein de son entreprise et Mr. Hervé Mathieu d'avoir toujours suivi attentivement mon travail malgré sa charge de travail. J'espère sincèrement que l'étude réalisée permettra de mieux comprendre le comportement des produits de Cobra-Europe et qu'il participera à l'amélioration de leur conception.

Je remercie également tous les membres du Centre des Matériaux qui m'ont aidé directement ou indirectement. En particulier, un très grand merci à ceux de l'équipe VAL avec qui j'ai pu échanger pendant ces trois années : F. Azzouz, D. Missoum-Benziane, N. Osipov, S. Quilici. Un merci encore plus grand à F. Feyel.

Mes remerciements s'adressent aussi à tous les doctorants et post-doctorants du Centre des Matériaux, anciens ou actuels. Merci à Yassine, Mamadou, Maya, Pongsak, Mamane, Rim, Nada, Georges, Jonathan, Henri Alexandre, Baramee, Judith, ...

Enfin, un remerciement tout particulier à mes parents, mes sœurs et ma fiancée pour leur amour inconditionnel et leur soutien, auxquels je dédie mon mémoire de thèse.

Table des matières

I	PARTIE 1 : CONTEXTE DE L'ETUDE	9
1	Problématique et objectifs de la thèse	11
1.1	Problématique industrielle	12
1.2	Objectifs et démarches	13
1.3	Organisation du manuscrit	14
2	Généralités sur les matériaux composites tissés	17
2.1	Généralités sur les matériaux composites	18
2.2	Résines	19
2.3	Fibres	19
2.4	Fils, mèches, torons	20
2.5	Les tissus pour les composites tissés	21
2.5.1	Tissus bidimensionnels	21
2.5.2	Notions de couche et de nappe	23
2.5.3	Tissage interlock	23
2.5.4	Tissus interlock tridimensionnels	25
2.5.5	Tissus interlock 2,5D	25
2.6	Les composites tissés	29
2.7	Nomenclature générale sur les tissus	30
2.7.1	Codage matriciel	30
2.7.2	Modélisation des interzones. Repérage de la géométrie d'un lieu sur une interzone	32
2.7.3	Compléments à la nomenclature générale des tissus : codage des interzones	45
3	Présentation des matériaux de l'étude et choix de l'échelle de travail	49
3.1	Description du convoyeur	50
3.2	Description de la bande transporteuse	50
3.3	Les constituants élémentaires de la bande	53
3.3.1	Les fibres thermoplastiques	53
3.3.2	L'élastomère	53
3.3.3	Le PVC	54
3.4	Des échelles d'étude de la bande	55
3.4.1	Cadre général	55
3.4.2	L'échelle structurale	56
3.4.3	L'échelle macroscopique	59
3.4.4	L'échelle mésoscopique	59
3.4.5	D'autres échelles	60
3.5	Description des matériaux à l'échelle de travail pour une approche multiéchelle	61
3.5.1	Justification du choix de plusieurs échelles de travail	61

3.5.2	L'élastomère pour l'échelle macroscopique	62
3.5.3	Le PVC pour les échelles macroscopique et mésoscopique	62
3.5.4	Les fils de chaîne et de trame pour l'échelle mésoscopique	63
3.5.5	Le composite tissé étudié à l'échelle mésoscopique	63
II PARTIE 2 : ETUDE EXPERIMENTALE		71
4	Caractérisation mécanique de la bande à l'échelle macroscopique	73
4.1	Objectifs	74
4.2	Essais de traction uniaxiale sur la bande	74
4.2.1	Procédure expérimentale	74
4.2.2	Courbe de traction conventionnelle	76
4.2.3	Etude de la dispersion expérimentale	76
4.2.4	Module tangent	76
4.2.5	Contraction transversale de la bande / coefficient de Poisson	80
4.3	Essais de traction cyclique sur la bande	80
4.3.1	Procédure expérimentale	80
4.3.2	Courbe de traction cyclique conventionnelle : boucle d'hystérésis et déformation rémanente	81
4.3.3	Cumul et stabilisation de la déformation rémanente	81
4.4	Essais de traction à rupture après cyclage de la bande	84
4.4.1	Procédure expérimentale	84
4.4.2	Courbes de traction cyclique / monotone	84
4.4.3	Evolution de la contrainte à rupture après cyclage	84
4.5	Synthèse	88
5	Caractérisation mécanique de la bande à l'échelle mésoscopique	89
5.1	Objectifs	90
5.2	Essais de traction uniaxiale sur les fils du renfort tissé	91
5.2.1	Procédure expérimentale	91
5.2.2	Non linéarité des courbes de traction	91
5.2.3	Modules de Young	92
5.2.4	Comparaison avec les propriétés de la bande	92
5.2.5	Effet de la vitesse de traction	93
5.2.6	Taux d'usage et taux de sécurité à l'échelle des fibres et fils	95
5.3	Essais de traction uniaxiale sur le PVC	98
5.3.1	Description de l'essai	98
5.3.2	Résultats et discussions	98
5.4	Essais de compression uniaxiale sur le revêtement	99
5.4.1	Description de l'essai	99
5.4.2	Courbes de compression uniaxiale	99
5.4.3	Effet de la vitesse de compression	101
5.5	Essais de compression œdométrique sur le revêtement	101
5.5.1	Description de l'essai	101
5.5.2	Courbe de compression conventionnelle	102
5.5.3	Module de compressibilité K	102
5.6	Synthèse	105

6	Observations de la microstructure du matériau composite	107
6.1	Objectifs / Procédure expérimentale	108
6.2	Matériau à l'état sain (avant mise en service)	108
6.2.1	Observations sur les renforts	108
6.2.2	Porosité initiale dans la matrice	110
6.2.3	Charges contenues dans la matrice	112
6.3	Observations du matériau à l'état endommagé	113
6.3.1	Dégradation de la bande à l'échelle macroscopique	113
6.3.2	Dégradation de la bande à l'échelle mésoscopique	115
6.4	Synthèse et interprétations	118
 III PARTIE 3 : ETUDE DE MODELISATION		 121
7	Analyse mésoscopique du composite tissé. Application à la simulation d'une traction uniaxiale	123
7.1	Approche multiéchelle. Objectifs et Motivations	125
7.2	Cellule élémentaire périodique. Repères et notations	127
7.3	Mise en place du calcul	129
7.3.1	Contraintes imposées à la discrétisation de la cellule	129
7.3.2	Maillage de la cellule	131
7.3.3	Commentaires sur les modes d'analyses des contraintes axiales dans les fils	133
7.3.4	Conditions aux limites	133
7.3.5	Initialisation et réactualisation des repères locaux associés à chaque fil de chaîne	136
7.3.6	Coupure des fils. Indication du lieu d'une coupure et de la chronologie des coupures	137
7.4	Lois de comportement	138
7.5	Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaîne pour un état de contrainte macroscopique uniaxial	140
7.6	Définition d'un coefficient de concentration de contrainte comme critère général de classement des architectures tissées	143
7.7	Justification d'une rupture par interzone. Explication de la rupture du tissu en traction uniaxiale	149
7.8	Coupures d'interzone et transfert de charge en traction uniaxiale	150
7.9	Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en traction	152
7.10	Applications aux données issues de chargement cyclique en traction	153
7.11	Rupture complète d'une bande à partir du bord	155
8	Analyse mésoscopique du composite tissé. Application à la simulation de la sollicitation réelle vue par une bande en service	159
8.1	Simulation de la flexion/traction macroscopique de la bande	160
8.2	Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaînes pour une sollicitation macroscopique de flexion	162
8.3	Justification d'une rupture par interzone et analyse des valeurs de $\sigma_I^{max}(IZ - i)$.	162
8.4	Explication de la rupture du tissu en flexion/traction	166
8.5	Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en flexion	168
8.6	Analyses suite aux observations en tomographie de la bande endommagée	170

9	Classement des architectures tissées dans un objectif de conception optimisée	171
9.1	Synthèse du savoir faire de l'étude. Concept K_σ	172
9.1.1	Tissu unidirectionnel (UD)	173
9.1.2	Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)	173
9.1.3	Tissu Straight Warp	174
9.2	Classement des architectures selon K_σ	174
9.3	Synthèse	177
IV	PARTIE 4 : CONCLUSION et PERSPECTIVES	179
10	Conclusions et perspectives	181
10.1	Conclusions	182
10.2	Perspectives	183
V	ANNEXES	187
A	Maillage de la cellule élémentaire périodique du tissu de la bande	189
A.1	Modèle géométrique de la cellule	190
A.2	Procédure de maillage classique de la cellule	190
A.3	Procédure de maillage optimisée de la cellule	193
B	Sensibilité du comportement macroscopique du tissu vis-à-vis des propriétés des matériaux constituants	199
B.1	Nécessité d'une identification inverse	200
B.2	Maillage simplifié de la cellule	200
B.3	Sensibilité du comportement macroscopique du tissu vis-à-vis des propriétés des matériaux constituants	200
C	Architectures tissées	207
C.1	Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)	208
C.2	Straight Warp	223
C.3	Taffetas	235
D	Architectures tissées	241
D.1	Rappel de différents repères	242
D.2	Influence de l'initialisation et de la réactualisation des repères locaux	243

Première partie

**PARTIE 1 : CONTEXTE DE
L'ETUDE**

Chapitre 1

Problématique et objectifs de la thèse

Ce chapitre, qui joue finalement, le rôle de l'introduction générale de ce document, replace le travail de cette thèse dans son contexte : un projet de collaboration avec le groupe Cobra Europe, qui veut décrire et comprendre les mécanismes physiques de dégradations et de rupture d'une bande préalablement conçue pour répondre à un cahier des charges identifié. L'ensemble de la structure du document est présentée.

Sommaire

1.1	Problématique industrielle	12
1.2	Objectifs et démarches	13
1.3	Organisation du manuscrit	14

1.1 Problématique industrielle

Le groupe Cobra Europe conçoit et produit des bandes transporteuses dédiées au convoi des marchandises et, pour le cas qui nous intéresse ici, la bande est destinée à convoier du minerai extrait de mines (Fig. 1.1). Les bandes sont fabriquées en assemblant différents éléments (fils, résines et revêtements) pour finalement se décrire schématiquement comme une structure stratifiée dont l'élément essentiel, un tissu, est protégé par des couches d'élastomères. Montée sur un convoyeur, une bande est mise en mouvement au moyen d'un tambour de commande motorisé et d'un rouleau de retour. Le minerai est déversé sur la bande du convoyeur puis acheminé à l'endroit voulu. Selon les besoins de la clientèle, le groupe Cobra Europe propose une gamme de produits variés satisfaisant à toutes les exigences relatives aux propriétés mécaniques.

Ainsi, la connaissance du produit fini est une préoccupation essentielle du groupe Cobra Europe qui souhaite assurer à ses clients une valeur de charge à rupture de la bande (avant la mise en service) ainsi que des valeurs d'allongement élastique et permanent. Pour accéder à ces caractéristiques sur le produit final le groupe Cobra Europe procède à des essais mécaniques de traction classiques et de fatigue, donc, réalise l'investissement, l'installation et l'emploi de machines de traction quasi-statique et de fatigue.

Dans le cadre d'une démarche de suivis d'incidents survenus en service, une autre problématique essentielle pour le groupe Cobra Europe concerne la dégradation prématurée d'une bande. Lors de son fonctionnement, une bande est sujette à de nombreux efforts mécaniques (flexion, traction) aussi bien quasi-statiques, que de fatigue, que dynamiques. Outre ces sollicitations répétées, un usage extrême de la bande provoqué par des conditions non prévues par son cahier des charges (mauvais choix des tambours, charge moteur excessive, hauteur importante de chute du minerai...) est susceptible d'entraîner sa dégradation prématurée. Être capable d'expertiser et d'expliquer la défaillance (sans souvent avoir accès à la cause, cachée par le client) d'une bande est donc très important.

Enfin, l'amélioration constante de la qualité de ses produits est une autre préoccupation du groupe Cobra Europe. Il réalise donc eux-mêmes la conception de ses bandes transporteuses. Cette phase de conception nécessite là encore le recours à des essais expérimentaux réalisés, cette fois-ci sur des bandes prototypes. Cette phase de prototypage et d'essais mécaniques est évidemment coûteuse, et ceci d'autant plus si le prototype ne donne pas satisfaction.

Décrire et comprendre les mécanismes physiques de dégradations et de rupture d'une bande préalablement conçue pour répondre à un cahier des charges identifié résume le projet industriel global dans lequel s'inscrit ce travail en collaboration avec le groupe Cobra Europe.

Une bande endommagée prématurément (issue d'un retour client), sur laquelle le groupe Cobra Europe a constaté expérimentalement une perte de propriétés mécaniques (chute de la valeur à rupture notamment) est le support physique sur lequel se base le projet. Suivant le lieu du prélèvement de l'échantillon de test, cette perte est différente : 35 % en partie centrale et 16 % sur les bords.

Ce travail est la deuxième thèse d'une série de trois. La première thèse (Piezel [35]) a identifié le comportement mécanique des constituants du tissu de la bande et mis en place les outils de modélisation pour en identifier le comportement sans endommagement. La seconde de ces thèses décrit, comprend et explique les mécanismes de dégradation conduisant à la ruine d'une bande et construit des grandeurs susceptibles d'être une aide à leur conception. La troisième va mettre en application le travail réalisé dans les deux premières thèses : elle doit concevoir, classer et optimiser des architectures tissées qui rentrent dans la composition d'une bande.

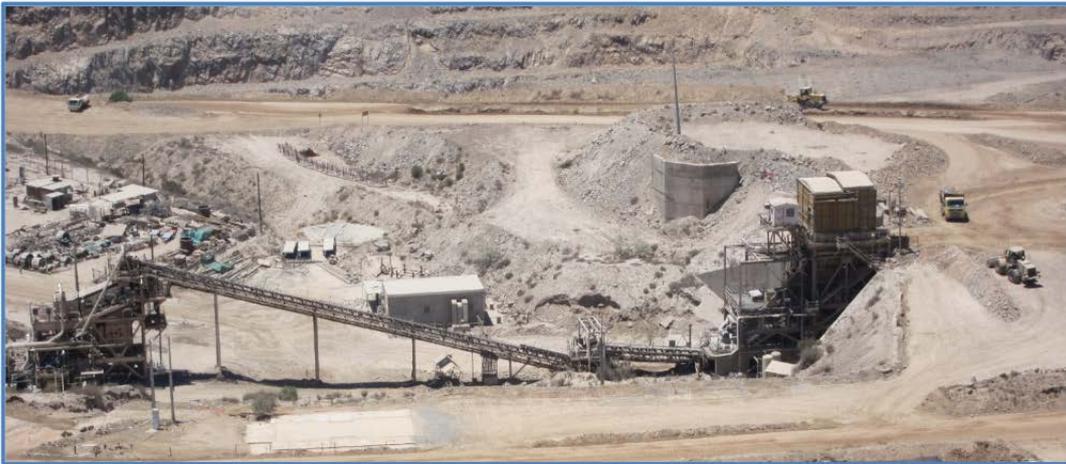


FIGURE 1.1 – Mines de fond

1.2 Objectifs et démarches

Ce travail s'inscrit dans le cadre du projet global de collaboration avec le groupe Cobra Europe. Il constitue un pas supplémentaire vers la résolution du problème industriel final. C'est la raison pour laquelle des choses construites dans ce travail, pour le projet dans son ensemble, n'y sont parfois pas utilisées ou bien n'ont pas un lien direct avec lui, mais seront utilisées dans le futur.

L'enjeu industriel principal pour notre étude se recentre sur la prévision de la rupture d'une bande sous des conditions de sollicitations qui schématisent son environnement de fonctionnement (impact par des roches, passage cyclique sur les tambours...).

L'atteinte de cet objectif se réalise en plusieurs étapes :

- expertiser l'état d'endommagement de la bande au niveau de ses constituants afin de comprendre la cause de la dégradation de la bande ;
- mener une modélisation permettant de calculer l'état des contraintes et déformations dans chaque constituant, et notamment dans les fils de renfort du tissu de la bande ;
- analyser les relations pouvant exister entre les observations et l'état des grandeurs mécaniques locales (tenseurs de contrainte et/ou de déformation) ;
- expliquer et prédire la cinétique de rupture des fils de renforts (en avalanche ou progressive).

Il est aussi important que les modélisations développées conduisent à des outils qui soient suffisamment standardisés afin de permettre la conception et le design d'autres architectures de tissage, de les classer en fonction d'un critère identifié et d'en faire un choix raisonné.

Pour tout cela, on opte pour une démarche multiéchelle. Compte tenu des différentes échelles d'observation de la bande et des spécificités géométriques des constituants, cette approche multiéchelle est appliquée, dans cet ordre, aussi bien en termes expérimental que de modélisation.

L'approche multiéchelle expérimentale fait suite aux travaux réalisés lors de la thèse précédente (Piezel [35]). Il s'agit de poursuivre les investigations expérimentales pour approfondir les connaissances sur le matériau de l'étude (le tissu de la bande) et notamment dans un état endommagé :

- à l'échelle macroscopique (l'échelle de la bande), les essais mécaniques représentent l'étape indispensable pour déterminer les propriétés des bandes et confirmer les constatations de l'industriel (traction monotone pour obtenir la contrainte à rupture puis traction cyclique suivie d'une traction monotone pour voir l'influence du cyclage sur la contrainte à rupture). Les endommagements de la bande dégradée sont analysés visuellement ;
- à l'échelle inférieure mésoscopique (l'échelle des constituants), des essais mécaniques caractérisent les différents constituants de la bande (traction monotone à rupture sur fils de renfort pour obtenir la contrainte à rupture des fils, traction monotone de la matrice, compression du revêtement d'élastomère). L'investigation des endommagements est faite au travers d'observations qui utilisent une technique d'imagerie à très haute résolution, la tomographie RX. Le recours à cette technique donne accès à :
 - . l'architecture réelle de la bande saine, la variabilité des caractéristiques du composite et les défauts de fabrication visibles ;
 - . l'endommagement, en visualisation tridimensionnelle, de la bande endommagée avec l'avantage d'accéder dans chaque constituant à la morphologie, la répartition et l'orientation de l'endommagement.

L'approche multiéchelle de modélisation, comme pour la thèse précédente, fait appel à l'homogénéisation/localisation périodique qui permet de relier les grandeurs macroscopique et mésoscopique et qui nécessite le maillage d'une cellule (périodique, représentative du Volume Élémentaire Représentatif du tissu) :

- à l'échelle macroscopique, ce sont des conditions aux limites qui modélisent des sollicitations réelles qui sont appliquées à la cellule ;
- à l'échelle mésoscopique, une analyse très complète de l'état de contraintes (hétérogénéité, gradient, triaxialité, orientation préférentielle) est faite dans les fils de renfort.

La confrontation des observations expérimentales et des grandeurs mécaniques identifiées comme pertinentes pour analyser un tissu permet finalement de comprendre et d'expliquer le processus de ruine du tissu de la bande.

Enfin, l'expérience acquise tout au long de ce travail est appliquée en vue d'effectuer le classement de deux types d'architectures tissées. Ceci ouvre la voie pour la troisième thèse qui systématisera et affinera la démarche.

1.3 Organisation du manuscrit

Le manuscrit est organisé en 4 parties qui décrivent successivement : le contexte de l'étude (3 chapitres), l'étude expérimentale (3 chapitres), l'étude de modélisation (3 chapitres) et les conclusions/perspectives (1 chapitre).

Le prologue au contexte de l'étude, ce présent chapitre 1, joue finalement le rôle de l'introduction générale de ce document. Il replace le travail de cette thèse dans son contexte : un projet de collaboration avec le groupe Cobra Europe, qui veut décrire et comprendre les mécanismes physiques de dégradations et de rupture d'une bande préalablement conçue pour répondre à un cahier des charges identifié. L'ensemble de la structure du document y est présentée.

Le chapitre 2, qui lui fait suite, présente des notions succinctes mais générales sur les tissus et notamment un vocabulaire spécifique qui est utilisé dans la suite. Egalement, il donne la

description d'une nomenclature qui permet sans ambiguïté de dessiner le motif de tressage d'un tissu complexe à partir de la donnée d'une matrice rectangulaire. Cette description est issue des travaux de Lomov *et al.* [27]. Cette nomenclature est ensuite complétée afin de donner une lisibilité accrue des creux et des bosses inclus dans le tissage. Cette nécessité, pour l'instant peu justifiée, prendra tout son sens dans la suite.

Enfin, la présentation du contexte de l'étude se termine par la description de l'objet investigué. Après un descriptif de la bande transporteuse et de ses constituants, le chapitre 3 fait une analyse des différentes échelles accessibles d'organisation matérielle. Cette analyse est une clé de l'étude car elle va discriminer ces échelles pour finalement permettre d'en choisir certaines qui vont devenir les échelles de travail. Elles sont censées donner le meilleur compromis possible entre la complexité des moyens disponibles à ces échelles, et qui sont mis en œuvre pour la résolution de l'étude, et les résultats attendus. Les échelles de travail étant identifiées, on dresse le bilan des matériaux associés à ces échelles. Evidemment, celui des matériaux qui doit retenir plus particulièrement notre attention est celui qui est au cœur de la bande et qui en assure quasi-totalement la tenue mécanique : le tissu.

L'étude expérimentale débute par le chapitre 4 qui résume les différents essais mécaniques réalisés sur le matériau composite, c'est-à-dire à l'échelle macroscopique. Il regroupe les résultats obtenus à la suite d'un chargement en traction monotone uniaxiale selon les axes principaux du renfort tissé, notamment les contraintes à rupture. Le comportement du composite tissé est ensuite étudié lors d'une sollicitation en traction cyclique. L'influence du chargement cyclique préalable sur les contraintes à rupture est également investiguée.

Le chapitre 5 présente les essais mécaniques réalisés sur les différents constituants du matériau composite (à l'échelle mésoscopique) à savoir les fils constituant le renfort tissé, le PVC de la matrice et du revêtement et l'élastomère. L'objectif de cette partie est de pouvoir identifier le comportement des constituants nécessaire pour la modélisation multiéchelle de la bande. Le diagramme du taux de sécurité en fonction du taux d'usage est introduit, sur lequel s'appuiera l'analyse de la tenue mécanique de la bande par la suite.

Le chapitre 6 s'intéresse aux observations de la microstructure aussi bien de la bande saine que dégradée. La technique de la tomographie X a été décisive pour révéler à l'échelle mésoscopique l'évolution de la microstructure entre ces deux états (sain et dégradé). On notera que l'expertise de l'échantillon dégradé, réalisée aux deux échelles macroscopique et mésoscopique de la bande mettent en évidence les différents indices responsables de la chute des performances mécaniques de la bande (rupture des fils, fissurations...). Ainsi, certains indices répertoriés seront pris en compte dans la modélisation numérique.

Le premier chapitre de l'étude de modélisation, le chapitre 7, réalise l'analyse du tissu à l'échelle mésoscopique. Après avoir clairement défini le VER du tissu, l'ensemble du calcul est mis en place : le maillage (soumis à des obligations sur les modes d'analyse des résultats) est d'abord réalisé ; l'anisotropie des fils oblige à l'initialisation et la réactualisation des repères locaux qui leurs sont associés ; une procédure de coupures de fil est utilisée pour dégrader le tissu ; les caractéristiques des matériaux supposés avoir un comportement élastique linéaire sont récapitulées. Un premier cas de chargement macroscopique sur la cellule est investigué : celui simulant une traction uniaxiale. De ce cas, on tire des enseignements qui sont en fait, applicables de manière plus générale, à tout composite tissé : la définition d'un critère de classement d'architectures utile dans une phase de conception. Les fils de chaîne se trouvent en traction axiale. Ce dernier point permet de simuler la chronologie de rupture des fils de chaîne et de l'expliquer.

Les concepts de taux d'usage et de sécurité de la bande sont reliés ici à ceux du fil présentés au chapitre 5.

Le chapitre 8 continue l'investigation de modélisation sur le tissu à l'échelle mésoscopique. Il traite un second cas de chargement macroscopique : celui réel, le plus pénalisant, existant pour une bande en service, incluant de la flexion. Il va bénéficier des enseignements qui ont été appris dans le cas de la traction car les résultats issus de ce cas se prolongent au cas de la flexion. On y explique le processus de ruine d'une bande en service.

C'est enfin le chapitre 9 qui clôture l'investigation de modélisation en proposant d'appliquer le concept de concentration de contrainte qui a été défini et envisagé comme un moyen simple mais efficace de procéder au classement d'architectures tissées quelconques. Prenant pour référence le cas d'un unidirectionnel, une architecture de type Straight Warp est classée par rapport au tissu interlock 2,5D de la bande étudiée.

Le chapitre 10 termine le document en récapitulant les principaux résultats et conclusions et en proposant des perspectives envisageables. Des annexes (Annexe A, Annexe B, Annexe C) sont également jointes.

On trouvera parfois dans le manuscrit des redondances de texte ou de figures. Ce choix délibéré a pour objectif d'accroître la lisibilité du document en évitant trop de renvois à des pages antérieures.

Chapitre 2

Généralités sur les matériaux composites tissés

Ce chapitre présente des notions succinctes mais générales sur les tissus et notamment un vocabulaire spécifique qui est utilisé dans la suite. Egalement, il donne la description d'une nomenclature qui permet sans ambiguïté de dessiner le motif de tressage d'un tissu complexe à partir de la donnée d'une matrice rectangulaire. Cette description est issue des travaux de Lomov et al. [27]. Cette nomenclature est ensuite complétée afin de donner une lisibilité accrue des creux et des bosses inclus dans le tissage. Cette nécessité, pour l'instant peu justifiée, prendra tout son sens dans la suite.

Sommaire

2.1	Généralités sur les matériaux composites	18
2.2	Résines	19
2.3	Fibres	19
2.4	Fils, mèches, torons	20
2.5	Les tissus pour les composites tissés	21
2.5.1	Tissus bidimensionnels	21
2.5.2	Notions de couche et de nappe	23
2.5.3	Tissage interlock	23
2.5.4	Tissus interlock tridimensionnels	25
2.5.5	Tissus interlock 2,5D	25
2.6	Les composites tissés	29
2.7	Nomenclature générale sur les tissus	30
2.7.1	Codage matriciel	30
2.7.2	Modélisation des interzones. Repérage de la géométrie d'un lieu sur une interzone	32
2.7.3	Compléments à la nomenclature générale des tissus : codage des interzones	45

2.1 Généralités sur les matériaux composites

L'accroissement des performances des structures industrielles et la nécessité d'économiser l'énergie incite fortement à l'utilisation de matériaux légers et performants. Les matériaux composites sont de bons candidats pour répondre à ces 2 exigences parfois opposées. Ils sont des matériaux dotés de caractéristiques mécaniques spécifiques élevées leur permettant de résister à des chargements complexes. Avec de meilleures propriétés spécifiques que la plupart des métaux et alliages classiques, ces matériaux offrent une bonne alternative aux industries de hautes technologies telles que l'aéronautique, l'aérospatiale et l'automobile.

Le terme "composite" est employé pour décrire un matériau hétérogène constitué d'au moins 2 phases (l'une appelée le renfort, l'autre le liant ou la matrice) de natures différentes. Le renfort assure la tenue mécanique du composite. La matrice, quant à elle, assure le rôle de lien entre les renforts qu'elle permet également de protéger face aux agressions du milieu extérieur. La conception des matériaux composites est dictée par l'application finale visée. Le choix du renfort et de son arrangement est une étape primordiale dans cette phase de conception. Sans plus de précision, la signification du terme "composite" reste vague car il englobe de très nombreuses catégories de matériaux, fonction de la nature des constituants, mais aussi de leur géométrie. Seuls les matériaux composites constitués de fibres (les renforts) noyées dans une matrice sont considérés ici.

Pour ces matériaux composites à fibres (souvent plus simplement désignés dans toute la suite par "matériaux composites"), les renforts se présentent sous forme de fibres discontinues (courtes ou longues) ou continues, alignées ou non avec une/des orientation(s) identifiée(s) impliquant ou non au matériau final une résistance mécanique élevée dans une ou plusieurs directions. On distingue ainsi 2 grandes familles de composites : les composites à fibres discontinues qui ne présentent pas de direction nettement privilégiée et les composites à fibres continues orientées dans des directions privilégiées. On désigne habituellement par composite architecturé (ou structuré), un matériau composite dont l'arrangement des constituants est contrôlé. Ainsi, en règle générale, les composites à fibres discontinues ne sont pas architecturés, tandis que ceux à fibres continues le sont. On peut, dans ce dernier cas, signaler les composites unidirectionnels qui sont constitués de fibres longues alignées suivant une direction donnée au sein d'une entité (le plus souvent plane) appelée pli ou couche dont l'empilement selon des orientations différentes par rapport à un axe donné, forme un composite stratifié. L'industrie aéronautique, par exemple, se sert de ce type de matériau pour la confection de pièces structurales ou de pièces d'aménagement intérieur des appareils.

Durant les 2 dernières décennies, les composites tissés (ou textiles) sont devenus d'un emploi courant dans les applications industrielles. Ces composites architecturés à arrangement complexe de fibres longues, apportent de nombreux avantages fonctionnels dont notamment une liberté et une facilité accrues de mise en forme. Ainsi, entre autres avantages par rapport aux composites unidirectionnels, ils enrichissent les possibilités de conception. Les composites tissés sont obtenus à partir d'un tissu (souvent qualifié de préforme tissée et généralement pré-imprégné de résine) dans lequel de la résine est injectée. Des composites tissés ont été développés pour la réalisation de fuselages et de caissons d'aile d'avion. Ces matériaux structurés sont également utilisés dans d'autres applications comme les convoyeurs à bande et les radeaux de sauvetage.

Les matériaux étudiés dans cette étude sont des composites tissés. Aussi, une description plus détaillée en est faite par la suite, en insistant notamment sur la manière d'en décrire l'architecture.

2.2 Résines

Les performances d'un matériau composite (renfort+matrice) sont très dépendantes du choix de la matrice, même si elle n'a vocation qu'à être le lien entre les renforts. Ce choix est à prendre en compte lors de la conception d'une pièce puisqu'il détermine les propriétés souhaitées pour le produit final. Les critères de choix de la matrice reposent principalement sur sa comptabilité avec les fibres, ses propriétés mécaniques et physico-chimiques ainsi que son comportement lors de la mise en œuvre. La matière formant la matrice peut être d'origine polymère ou inorganique (métallique ou céramique). Les matrices organiques peuvent être des résines thermoplastiques ou thermodurcissables. La distinction principale entre les thermoplastiques et les thermodurcissables réside dans la façon avec laquelle le polymère se construit à partir du monomère. Les thermodurcissables sont obtenus par une polymérisation qui induit un pontage des macromolécules et une solidification définitive du matériau lors de son chauffage : les résines thermodurcissables sont infusibles et insolubles. Contrairement aux thermodurcissables, les thermoplastiques ne résultent pas d'une polymérisation. Lors de la mise en forme, pendant l'étape de chauffage, les macromolécules se replient puis se bloquent au cours de la solidification. Les liaisons entre macromolécules sont des liaisons faibles, faciles à ramollir par chauffage puis à durcir par refroidissement en-dessous de la température de transition vitreuse (température à partir de laquelle la matière passe d'un état caoutchoutique à un état solide).

Les résines thermodurcissables associées à des fibres longues comme les polyesters insaturés et les époxydes sont fréquemment utilisées. Les polyesters insaturés sont d'usage très courant dans la fabrication des grandes structures composites comme les coques de bateaux de plaisance. Les résines époxydes sont aussi répandues dans la fabrication des composites à fibres de verre ou de carbone. Elles sont destinées aux applications structurales par exemple dans les secteurs de l'aéronautique et de l'automobile. Tout comme les polyesters insaturés, elles ont une bonne adhérence aux fibres et une bonne tenue en température ($> 150^{\circ}\text{C}$). Ce type de résine reste très onéreux et très sensible aux chocs.

Alors que les résines thermodurcissables sont amorphes, les résines thermoplastiques sont des polymères amorphes ou semi-cristallins. Un renforcement à base de fibres courtes leur confère une tenue thermique et mécanique améliorée et une bonne stabilité dimensionnelle. Les principales matrices thermoplastiques utilisées dans les matériaux composites sont le polyamide (PA) et le polypropylène (PP). Les polymères thermostables (tenue en température supérieure à 200°C) en particulier le poly-éther-éther-cétone (PEEK) sont de plus en plus utilisés. Ils sont en général moins rigides que les résines thermodurcissables et leur viscosité élevée rend l'imprégnation des renforts plus difficile. Néanmoins, ils ont une résistance à l'impact supérieure à celle des thermodurcissables.

2.3 Fibres

La fibre est l'élément le plus important d'un composite à fibres. Elle est géométriquement un monofilament dont le rapport entre sa longueur et son diamètre est important. Cette spécificité entraîne généralement une forte anisotropie des propriétés mécaniques dans les directions longitudinale et transversale. Les fibres peuvent être classées selon leur nature chimique : les fibres organiques qui regroupent les fibres d'origine naturelle et celles composées de polymères synthétiques et les fibres inorganiques qui se subdivisent en fibres métalliques et naturelles. Leur structure peut être non ordonnée (amorphe) ou ordonnée (cristalline). Lors du processus d'élaboration du composite, le critère de choix des fibres porte principalement sur leurs propriétés en traction (module d'Young, contrainte à rupture...). Mais, il peut aussi porter sur leur légèreté

(masse volumique, masse linéique), leur solubilité et leur inflammabilité. Généralement, les renforts utilisés dans les matériaux composites structuraux sont les fibres, les plus courantes étant les fibres de verre, de carbone (Tab. 2.1) et de polymère (Fig. 2.1).

Les fibres de verre sont obtenues à partir d'un mélange de silice et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore...). Le verre fondu est obtenu par fusion de ce mélange dans un four à une température voisine de 1300°C. Il est coulé ensuite dans un canal distributeur qui alimente des filières en platine. Finalement, les filaments sont étirés puis enroulés sur un tambour. Les fibres de verre sont massivement utilisées dans de nombreux secteurs d'activités. On peut citer par exemple le domaine de la construction où elles sont utilisées comme renforcement des matériaux classiques. Ces fibres présentent de nombreux avantages, mais certaines propriétés restent insuffisantes pour des structures utilisées à moyenne et haute températures. Plusieurs variétés de fibres de verre sont disponibles en fonction de leurs caractéristiques mécaniques ou physiques recherchées (diélectrique, résistance à la corrosion, haut module...). Les fibres de type E (pour un usage général) et R (haute résistance, pour un usage aérospatial, par exemple) sont les plus utilisées dans les matériaux composites.

Les fibres de carbone peuvent être réalisées par 2 techniques d'élaboration. La première utilise les fibres acryliques (PAN) auxquelles on fait subir de nombreux traitements chimiques et thermiques visant à conférer à la fibre ses propriétés intrinsèques. La seconde, plus rapide et de meilleur rendement, utilise le brai (un résidu de pétrole ou de houille) chauffé qui subit des traitements similaires à ceux effectués aux fibres acryliques. Les fibres dites haute résistance (HR) sont obtenues par une phase de carbonisation alors que les fibres dites haut module (HM) apparaissent après graphitisation. La structure d'une fibre de carbone peut être cristalline, amorphe ou semi-cristalline. La phase cristalline possède la structure du graphite. Les couches de carbone, liées par des liaisons de Van Der Waals, sont orientées parallèlement à l'axe de la fibre. Il en résulte une anisotropie des propriétés de la fibre : le module d'Young, les conductivités électrique et thermique sont plus importantes suivant l'axe de la fibre. Les fibres de carbone sont caractérisées par leur faible masse volumique et leurs bonnes propriétés mécaniques. Elles ont aussi une bonne stabilité chimique et thermique (supérieure à 3000°C sans présence d'oxygène). Cependant, les fibres de carbone ont une résistance très faible à la compression et ont tendance à s'oxyder à l'air à partir de 400°C.

Les fibres polymères sont fabriquées par filage à partir d'un polymère à l'état visqueux. Ce procédé de fabrication modifie l'alignement des macromolécules au sein des filaments, ce qui induit un module d'Young axial beaucoup plus élevé que dans la direction transversale. Les fibres d'aramide sont considérées parmi les fibres polymères synthétiques les plus utilisées. On les retrouve préférentiellement dans les objets de consommation courante (pneus, matériels de sport...) mais aussi pour des usages plus spécialisés tels que les gilets pare-balles et les coques de bateau. Les fibres d'aramide possèdent une excellente résistance à la rupture en traction et une très bonne stabilité thermique. Leurs caractéristiques médiocres en compression et leur capacité importante à reprendre l'humidité sont leurs principaux défauts. D'autres fibres thermoplastiques peuvent être utilisées comme le polyester (PET) ou le polyamide 6-6 (PA66).

2.4 Fils, mèches, torons

Un fil est un regroupement de fibres (ce regroupement peut évidemment se limiter à une seule fibre) juxtaposées ou torsadées (Fig. 2.2). Suivant la manière dont les fibres sont arrangées dans ce regroupement, le nom de ce fil peut être plus spécifiquement mèche ou toron. Généralement,

- d’abord, des fibres (généralement de l’ordre de la centaine) sont regroupées pour former des filaments (appelés aussi mèches) ;
- ensuite, plusieurs filaments (généralement de l’ordre de la dizaine) sont assemblés puis torsadés afin de donner une cohésion à l’ensemble qualifié de toron (identifié par le sens et le pas de torsion, i.e., le nombre de tours par mètre).

La grosseur d’un fil (cette définition vaut aussi pour les fibres unitaires, sachant qu’un fil peut être constitué d’une unique fibre) se caractérise par le titre T du fil représentant sa masse linéique. Le tex est une unité de mesure des fils : 1 tex représente la masse (en grammes) de 1000 mètres de fil. Le titre du fil s’exprime aussi en Numéro Métrique (Nm) : 1 Nm = 1000 tex = 10000 dtex. La résistance à rupture σ_{sp} et le module d’élasticité E_{sp} spécifiques sont exprimés usuellement, dans le langage des tisseurs, en newtons (N) par tex. On peut convertir ces paramètres en GigaPascal (GPa) par les formules suivantes (la notation $[Q]$ désigne l’unité de la grandeur Q) :

$$[\sigma_{sp}] = \frac{[Contrainte]}{[Masse volumique]} = \frac{\text{GPa}}{\text{g/cm}^3} = \frac{[Force]}{[Titre]} = \text{N/tex}$$

Dans la suite, à moins d’avoir spécifiquement besoin de préciser la nature (mèche ou toron) d’un fil, on dit qu’un tissu est formé de fils. Les tissus sont à la base des composites tissés.

2.5 Les tissus pour les composites tissés

2.5.1 Tissus bidimensionnels

Les tissus bidimensionnels (2D) sont obtenus par l’entrelacement de 2 réseaux de fils perpendiculaires, l’un appelé chaîne, l’autre trame (Fig. 2.3). Chacun de ces réseaux est, en moyenne, contenu dans un plan. En règle générale, les fils de chaîne sont tendus et parallèles les uns aux autres et les fils de trame les traversent en ondulant.

L’armure traduit la séquence selon laquelle le fil de trame passe au-dessus ou en-dessous de chaque fil de chaîne successif. On distingue 3 grandes familles d’armures : les taffetas, les sergés et les satins. Les applications et les propriétés diffèrent d’une armure à l’autre. Parmi les grandeurs caractéristiques d’une armure, on définit l’embuvage e (unité : %) grandeur indicatrice de la différence entre la longueur de fil utilisée dans la chaîne (longueur du fil de chaîne tendu, L_T) pour donner une longueur L_{tissu} de tissu. Plus précisément : $e = \frac{L_T - L_{tissu}}{L_T} \times 100$. Un embuvage de 0% (inaccessible) correspondrait théoriquement à un fil de chaîne parfaitement tendu dans le tissu. On définit également les points de liage qui sont les endroits où les fils de chaîne et de trame se croisent. On distingue les points de liage de chaîne (où le fil de chaîne est au-dessus de celui de la trame) et les points de liage de trame (où le fil de trame est au-dessus de celui de la chaîne).

Le taffetas constitue l’armure la plus simple. Chaque fil de chaîne passe alternativement au-dessus et en-dessous de chaque fil de trame. Ces entrecroisements successifs génèrent un embuvage très important de l’ordre de 150%. Le taffetas se drape mal mais sa stabilité dimensionnelle est bonne.

Le sergé $n \times m$ indique une armure pour laquelle un fil de trame passe au-dessus de m fils de chaîne, chacun passant à son tour au-dessus de n fils de trame. Ce type d’armure produit un motif diagonal à cause des points de liage successifs. Le fait qu’il y ait moins de contact entre les

Désignation	Masse volumique (g/cm ³)	Module d'Young (MPa)	Contrainte à rupture (MPa)	Déformation à rupture (%)	E_{sp} (N/tex)	σ_{sp} (N/tex)
Verre E	2.60	75000	2500	3.5	30	1.0
Verre R	2.50	85000	3300	3.5	35	1.3
Carbone HT (T300)	1.80	230000	3500	1.5	250	2.0
Carbone HM (M40)	1.80	400000	2700	0.7	200	1.5
Aramide HM	1.50	120000	3000	2.0	80	2.0
PET	1.40	14000	950	16.0	10	0.7
PA66	1.10	600	950	20.0	5	0.8

TABLE 2.1 – Ordre de grandeurs de propriétés mécaniques et physiques de différentes fibres.

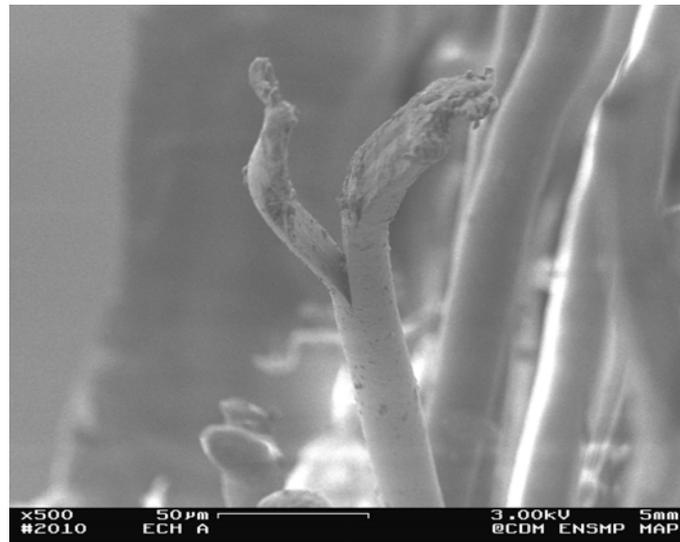


FIGURE 2.1 – Fibres de PET.

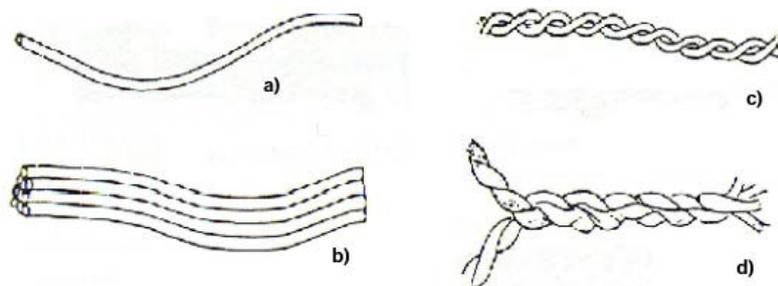


FIGURE 2.2 – Différents types d'assemblage de fibres [38] (a) fibre unique (b) fibres juxtaposées (c-d) fibres torsadées.

fil de chaîne et de trame procure une grande souplesse au tissu. On peut noter qu'un taffetas est un sergé 1×1 .

Le satin de n indique une armure pour laquelle chaque fil de trame passe au-dessus de $n - 1$ fils de chaîne, les points de liage n'étant pas consécutifs. Cette armure donne des tissus très souples et déformables, ce qui les rend fréquemment utilisés pour réaliser des pièces complexes. Les satins de 5 et de 8 sont des satins standards pour les composites tissés. Cette armure ayant un embuvage faible, les satins ont des propriétés plus élevées que les taffetas. Le satin de 8 présente un embuvage de l'ordre de 110%, plus faible que celui du taffetas (de l'ordre de 150%).

Les tissus 2D sont fabriqués grâce un métier à tisser utilisant la mécanique de Jacquard (Fig. 2.4). Les fils de chaîne sont initialement montés sur le métier et placés dans des lisses qui permettent de les piloter individuellement. Chaque fil de trame est inséré successivement dans la chaîne. Entre chaque insertion, les fils de chaîne sont repositionnés (grâce aux lisses) en fonction de l'armure souhaitée.

2.5.2 Notions de couche et de nappe

Le Volume Élémentaire Représentatif d'un stratifié d'unidirectionnels orientés est constitué par l'empilement désorienté de ce que l'on appelle classiquement des plis de fibres unidirectionnelles. Pour ces plis, toutes les tangentes locales de toutes les fibres sont contenues dans le même plan. C'est le cas aussi pour les fils de chaîne (lorsqu'ils sont vus comme des milieux continus) du Volume Élémentaire Représentatif d'un tissu 2D : puisqu'ils sont tendus, toutes les tangentes locales de tous les fils sont contenues dans le même plan. En revanche, pour ces mêmes tissus, les fils de trame (même s'ils sont vus comme des milieux continus) ondulent autour d'un plan moyen unique et leurs tangentes locales ne sont pas toutes contenues dans ce plan.

Afin de faire la distinction entre ces différents cas, on pose les définitions suivantes :

- si les tangentes locales à un ensemble de renfort sont contenues dans un plan unique, alors on dit que cet ensemble de renfort est une couche ;
- si les tangentes locales à un ensemble de renfort sont, en moyenne, contenues dans un plan unique (mais pas localement), alors on dit que cet ensemble de renfort est une nappe ;
- le plan moyen des tangentes est appelé plan du renfort (pour une couche, ou une nappe).

Ainsi, par exemple :

- les stratifiés d'unidirectionnels sont un empilement de couches ;
- un tissu 2D est constitué d'une couche de fils de chaîne et d'une nappe de fils de trame, ou d'un plan de fils de chaîne et un plan de fils de trame.

2.5.3 Tissage interlock

En l'absence de fils dans des plans verticaux, les tissus 2D induisent pour les composites tissés des propriétés hors-plan médiocres et de faibles résistances à l'impact notamment. Des tissus plus complexes que les tissus 2D ont donc vu le jour suite à ces défaillances constatées et avec l'idée de renforcer la direction de l'épaisseur tout en gardant les avantages des tissus 2D. Ces tissus plus complexes, baptisés interlock 3D ou interlock 2,5D, sont basés sur le concept du tissage interlock.

Le tissage interlock consiste à assembler structurellement entre elles lors du tissage, à l'aide des fils de chaîne, plusieurs couches de fils de trame. Pour ce tissage, on a donc des nappes de

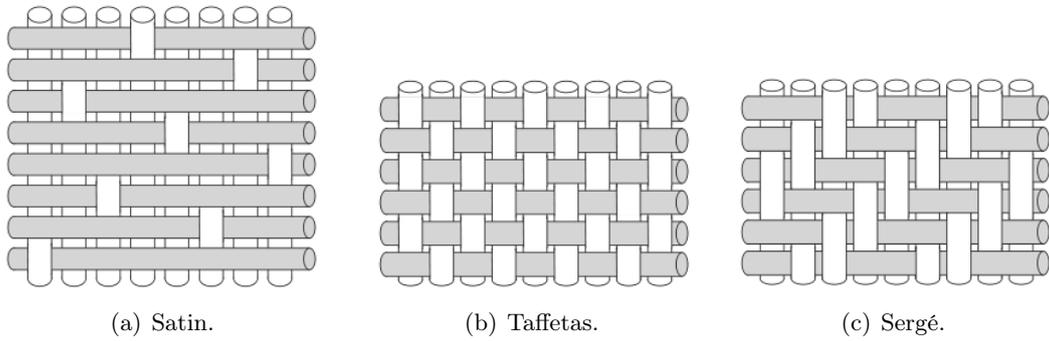
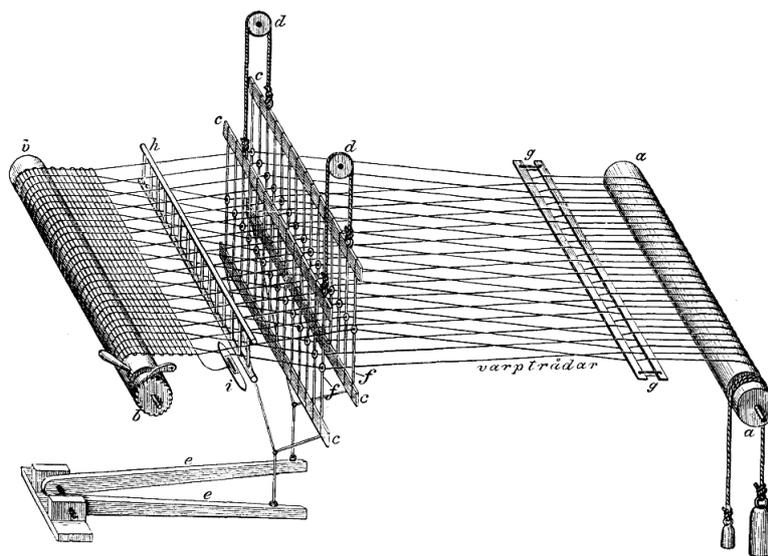
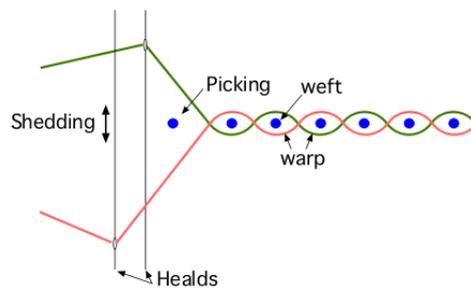


FIGURE 2.3 – Les tissus bidimensionnels. Les fils de chaîne (gris) sont tendus et les fils de trame (blanc) ondulent.



(a) Tisseur Jacquard 2D.



(b) Tisseur 2D simplifié.

FIGURE 2.4 – Une machine à tisser 2D [24].

fil de chaîne et des couches de fils de trame. Les fils de chaîne jouant le rôle de liant entre ces différentes couches, ils peuvent traverser toute l'épaisseur du tissu ou uniquement des couches adjacentes. Il existe 2 types de tissage interlock :

- le tissage angle interlock ;
- le tissage orthogonal interlock.

Ces 2 types se distinguent par le fait que, contrairement au tissage orthogonal interlock, pour le tissage angle interlock, la pente de l'ondulation des fils de chaîne, au sein du tissu, n'est pas verticale mais fait un angle différent de 90° (d'où le vocable angle) par rapport aux plans des fils de trame.

Comme le tissage 2D, le tissage interlock utilisent la mécanique de Jacquard (Fig 2.5). Toutefois, contrairement au métier à tisser 2D, plusieurs plans de fils de chaîne sont montés simultanément. Les fils de chaîne sont pilotés par l'intermédiaire des lisses et d'une commande numérique permettant l'élaboration de motifs de tissage très variés. Aujourd'hui, de nouveaux métiers à tisser sont capables de croiser des fils suivant plusieurs directions (supérieures à 5). Ces tissus multiaxiaux (Fig. 2.6) sont encore au stade de développement.

2.5.4 Tissus interlock tridimensionnels

Un tissu interlock tridimensionnel (3D) est constitué de couches de renfort (à fils droits) dans les directions chaîne et trame. L'assemblage de ces différentes couches est assuré par des fils de chaîne traversant toute l'épaisseur du tissu. Un tissu interlock 3D possède donc des couches et des nappes de fils de chaîne et des couches de fils de trame. Un tissu dit angle interlock 3D (Fig. 2.7) est un tissu interlock 3D pour lequel le tissage interlock est de type angle. Un tissu dit interlock orthogonal 3D (Fig. 2.8) est un tissu interlock 3D pour lequel le tissage interlock est de type orthogonal. Pour lui, le mode d'entrecroisement de l'architecture résulte souvent d'un compactage de fils droits : les fils de chaîne sont alors verticaux et sans aucune ondulation par rapport aux fils de trame. Ainsi, les 3 fils du tissage sont perpendiculaires entre eux.

Ils existent d'autres types de tissu angle interlock 3D comme, par exemple, le tissu polaire (Fig. 2.9) particulièrement adapté aux structures de révolution cylindrique. Ce tissu est formé de fils orientés selon la circonférence, des fils axiaux et des fils radiaux.

2.5.5 Tissus interlock 2,5D

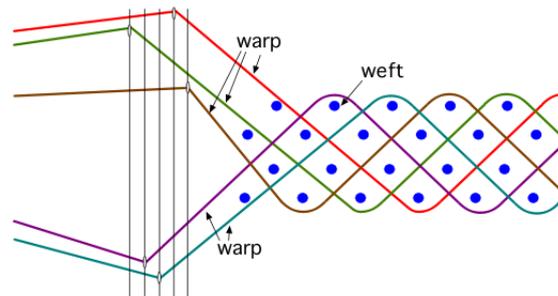
Des différences importantes existent entre les tissus interlock 3D et les tissus interlock 2,5D.

La première est le fait que contrairement à un tissu interlock tridimensionnel (3D) qui est constitué de couches de renfort (à fils droits) dans les directions chaîne et trame, un tissu interlock 2,5D est constitué de couches de renfort (à fils droits) uniquement dans la direction trame. Les tissus interlock 2,5D sont donc constitués de nappes de fils de chaîne et de couches de fils de trame.

La seconde est le fait que contrairement aux tissus interlock 3D (angle ou orthogonal) pour lesquels les fils de chaîne oscillent alternativement entre les faces supérieure et inférieure, c'est-à-dire qu'ils assemblent entre elles toutes les couches de fils de trame, ici, les fils de chaîne oscillent à travers un nombre de couches de fils de trame inférieur au nombre total de couches, éventuellement différent pour chaque fil. Ainsi par exemple, un fil de chaîne peut osciller entre 2 couches différentes, et ses voisins entre 3 couches différentes.



(a) Tisseur Jacquard 3D.



(b) Tisseur 3D simplifié.

FIGURE 2.5 – Une machine à tisser 3D [24].

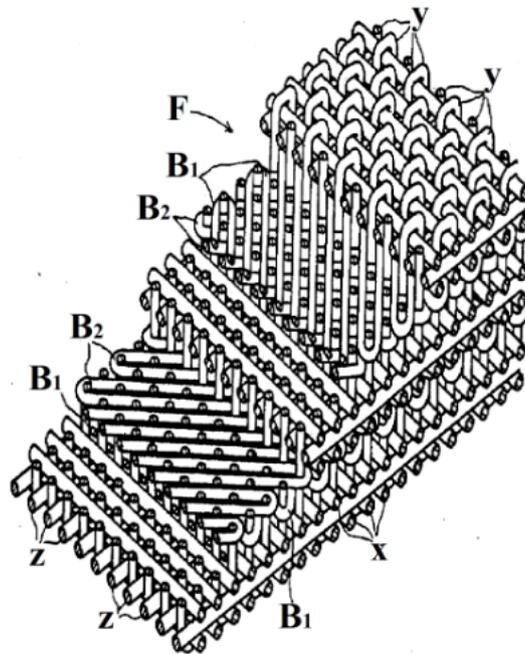


FIGURE 2.6 – Exemple d'un tissu multiaxial [2].

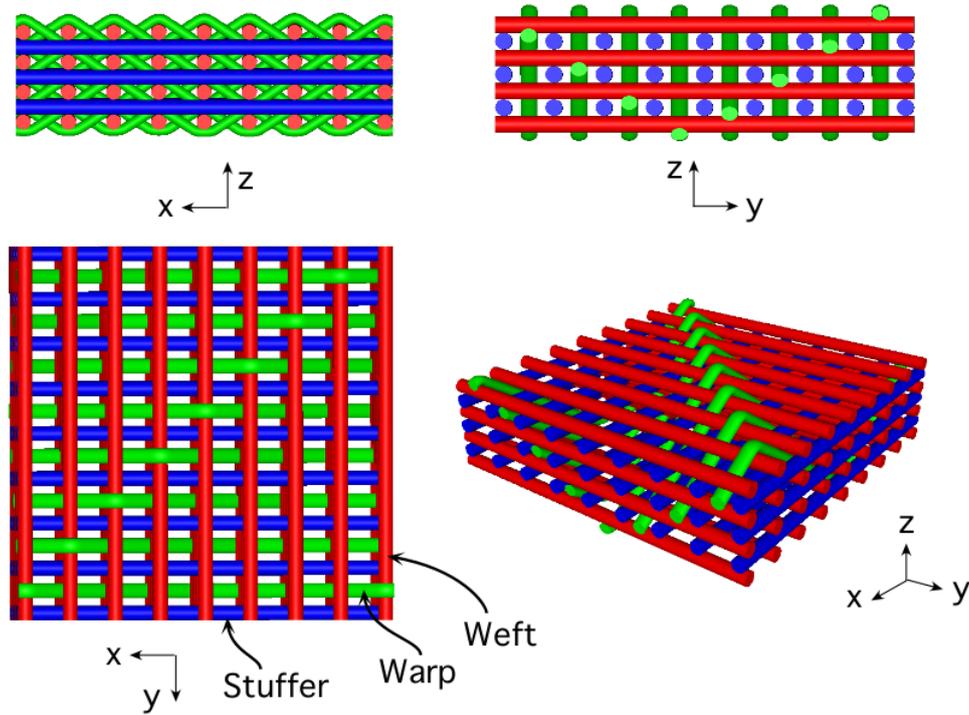


FIGURE 2.7 – Tissu angle interlock 3D [40] (Chaîne : fils vert ; Trame (renfort sens trame) : fils rouge ; Renfort sens chaîne : fils bleu).

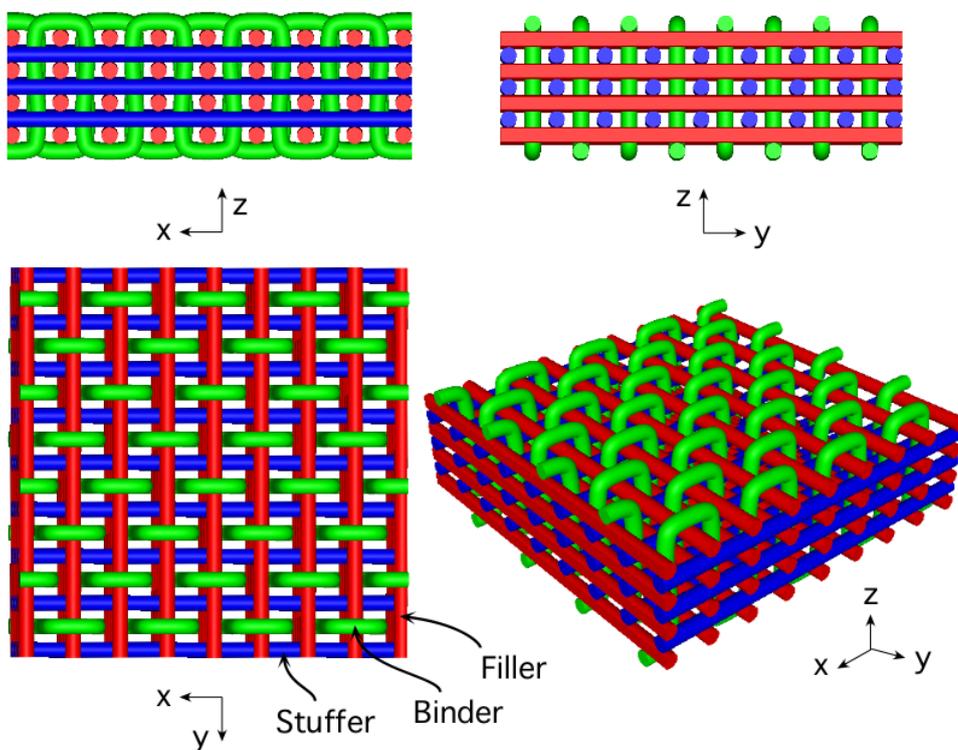


FIGURE 2.8 – Tissu orthogonal interlock 3D [40] (Chaîne : fils vert ; Trame (renfort sens trame) : fils rouge ; Renfort sens chaîne : fils bleu).

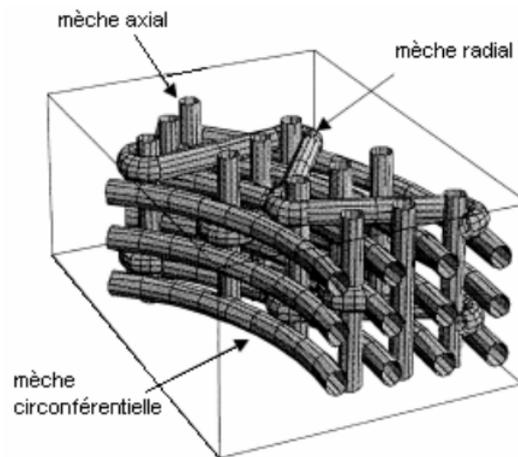


FIGURE 2.9 – Tissage polaire [1].

On constate donc que les architectures possibles de tissus interlock 2,5D sont nombreuses, voire infinies, d'autant que doit venir également se greffer à la dénomination du tissu, les vocables angle et orthogonal (bien que orthogonal ne soit que très rarement employé).

Pourtant, 2 catégories sont plus répandues que les autres (Fig. 2.10) :

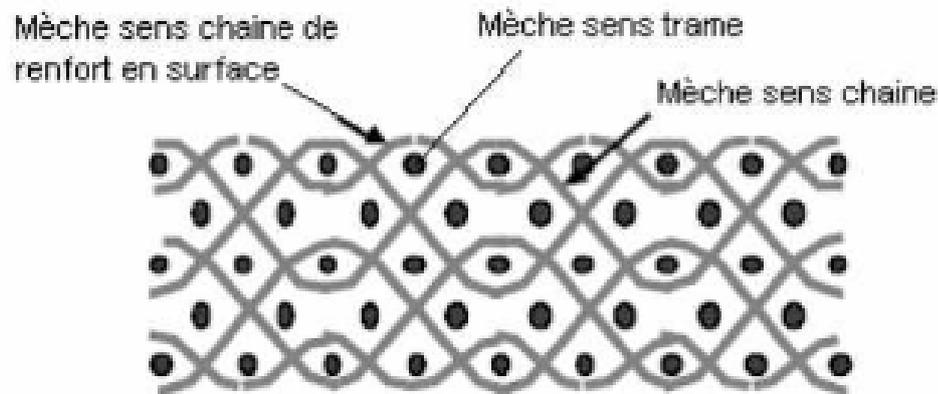
- celle dite angle interlock 2,5D couche-couche pour laquelle tous les fils de chaîne oscillent (avec un angle différent de 90°) entre le même nombre de couches de trame, ce nombre étant strictement supérieur à 2 ;
- celle dite angle interlock 2,5D couche-à-couche pour laquelle tous les fils de chaîne oscillent (avec un angle différent de 90°) entre le même nombre de couches de trame, ce nombre étant égal à 2.

Une autre définition peut être donnée pour ces catégories (toutes, en réalité) en se référant non plus aux couches (plans horizontaux) de fils de trame, mais aux plans verticaux de fils de trame :

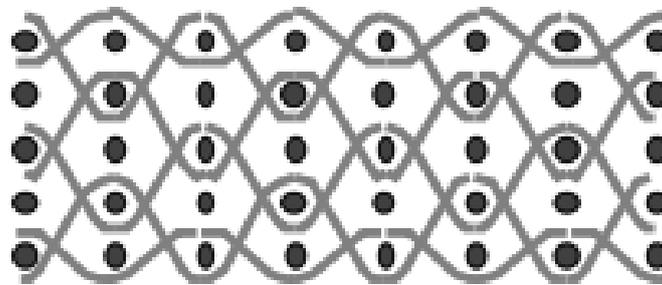
- celle dite angle interlock 2,5D couche-couche pour laquelle tous les fils de chaîne oscillent (avec un angle différent de 90°) de telle sorte que le nombre de plans verticaux de fils de trame traversés est, pour tous, identique et strictement supérieur à 1 ;
- celle dite angle interlock 2,5D couche-à-couche pour laquelle tous les fils de chaîne oscillent (avec un angle différent de 90°) de telle sorte que le nombre de plans verticaux de fils de trame traversés est, pour tous, identique et égal à 1.

On peut noter que dans le cas du tissage couche-couche, les fils de chaîne suivent en grande partie une trajectoire rectiligne (sur chaque demi-période, ils sont droits) tandis qu'ils conservent une forme ondulée dans le cas du couche-à-couche.

Plus généralement (mais sans se préoccuper de la faisabilité technique), rien n'empêche les fils de chaîne, d'onduler à travers un nombre différent de couches de trame. Dans ce cas, le type du tissu n'appartiendra à aucune des 2 catégories précédentes. Face à la grande diversité des possibilités d'architecture et à leur complexité, leur description doit être précise. Pourtant, dans la littérature, les définitions sont ambiguës et parfois incomplètes et contradictoires. Pour palier à cela, nous allons utiliser une nomenclature basée sur un codage approprié pour tout type de tissu quelle que soit sa classification.



(a) Tissu angle interlock couche-couche 2,5D.



(b) Tissu angle interlock couche à couche 2,5D.

FIGURE 2.10 – Tissus angle interlock 2,5D [43].

2.6 Les composites tissés

Les composites tissés sont élaborés à partir de tissus 2D, 3D ou 2,5D. Ils sont de plus en plus utilisés car ils offrent, en général, des propriétés physiques et mécaniques plus élevées que celles des composites stratifiés d'unidirectionnel. On peut citer :

- leur bonne stabilité dimensionnelle dans les directions chaîne et trame ;
- des facilités de fabrication ;
- une déformation à rupture plus élevée que celle des unidirectionnels ;
- une bonne résistance à l'impact : les fils de chaîne orientés suivant l'épaisseur bloquent la propagation des fissures durant l'impact.

Leurs procédés de mise en œuvre sont nombreux et variés. Parmi ceux communs avec les stratifiés d'unidirectionnels, on peut notamment citer le procédé RTM (Resin Transfer Moulding) (Fig. 2.11), le moulage par projection, le moulage sous pression. Ceux plus spécifiques aux tissus sont le drapage et le procédé de moulage par transfert de résine RTM. Ces 2 procédés se basent sur un même principe qui consiste à donner à un tissu sec la forme requise puis à l'enduire de résine. Plus précisément, un tissu sec est tout d'abord placé dans un système poinçon-matrice. Il est ensuite mis en forme par emboutissage ou tapage. La résine mélangée à un catalyseur est alors injectée dans ce moule fermé avec une pression comprise entre 0.1 et 0.4 MPa. Lorsque la résine est polymérisée, le composite est refroidi puis démoulé.

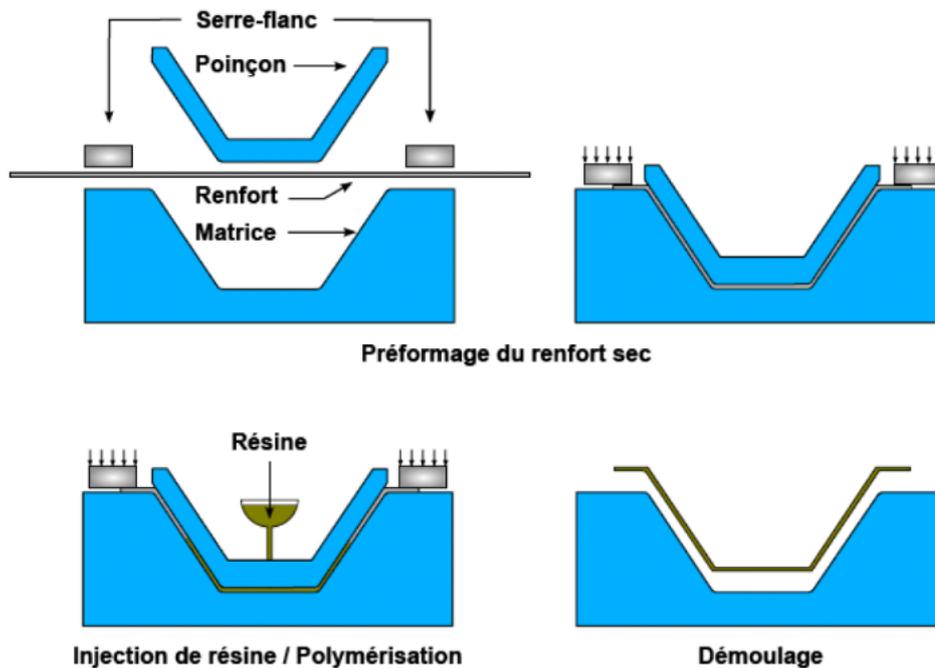


FIGURE 2.11 – Procédé de fabrication RTM [5].

2.7 Nomenclature générale sur les tissus

2.7.1 Codage matriciel

Les tissus bidimensionnels et les tissus interlocks sont, en général, des structures périodiques. En d'autres termes, cela signifie, qu'en général, un tissu peut être reconstruit à partir de la répétition d'un motif architectural suivant les directions de la chaîne et de la trame (Fig. 2.12a). Afin de ne laisser aucune ambiguïté quant à la description d'un motif de tissage, il convient de le modéliser avec précision. Traditionnellement, la séquence de tissage des tissus 2D est décrite par un échiquier. La position d'un fil de chaîne par rapport à un fil de trame est déterminée en se rapportant aux cases noires et blanches de l'échiquier : si la case est noircie, le fil de chaîne est au-dessus du fil de trame sinon, il est en-dessous. Ce modèle se restreint aux tissus 2D simples, comme le taffetas ou le satin, et l'adapter aux tissus 3D est compliqué [23]. Lomov *et al.* [27] ont développé un concept innovant applicable à de nombreuses catégories de renforts tissés. Ce concept est basé sur un codage qui consiste à définir la topologie de l'architecture tissée considérée grâce à une matrice décrivant le chemin suivi par l'ondulation de chaque fil de chaîne.

Ce codage (Fig. 2.12) utilise des éléments de base du motif de tissage : des zones de chaîne (warp zone, notées WaZ), des zones de trame (weft zone, notées WeZ) et des interzones (de trame, notée IZ) (Fig. 2.12b). Afin que la description de ce codage soit claire, il est nécessaire de définir (cela est fait plus complètement dans le chapitre 3) un repère d'observation du tissu (dont on suppose que la géométrie au repos est telle que sa surface moyenne peut être assimilée à un plan) : le vecteur \vec{x} est pris colinéaire à la direction de tissage de la chaîne, le vecteur \vec{y} est pris colinéaire à la direction de la trame du tissu de telle sorte que le vecteur $\vec{z} = \vec{x} \wedge \vec{y}$ est orthogonal au plan du tissu est orienté de sa face inférieure vers sa face supérieure.

Les zones de chaîne sont les différents plans verticaux engendrés par la base (\vec{x}, \vec{z}) , et qui contiennent des fils de chaîne (les fils de trame leur sont donc perpendiculaires). Dans la suite,

on les qualifie de plans de type (WaZ) . Si ces plans sont au nombre de n_c , ils sont référencés par le symbole $(WaZ - i)$ avec $1 \leq i \leq n_c$, i étant croissant dans le sens de leur abscisse croissante sur l'axe (\vec{y}) . Dans chacun de ces plans, les fils de chaîne sont repérés par un entier p décroissant (finissant à la valeur 1) suivant leur abscisse croissante sur l'axe (\vec{z}) . Plus simplement, le fil 1 est le fil du dessus. Un fil de chaîne du tissu est alors repéré de manière unique par le couple $(WaZ - i, p)$.

Les zones de trame sont les différents plans verticaux engendrés par la base (\vec{y}, \vec{z}) , et qui contiennent des fils de trame (les fils de chaîne leur sont donc perpendiculaires). Dans la suite, on les qualifie de plans de type (WeZ) . Si ces plans sont au nombre de n_t , ils sont référencés par le symbole $(WeZ - j)$ avec $1 \leq j \leq n_t$, j étant croissant dans le sens de leur abscisse croissante sur l'axe (\vec{x}) . Dans chacun de ces plans, les fils de trame sont repérés par un entier q décroissant (finissant à la valeur 1) suivant leur abscisse croissante sur l'axe (\vec{z}) . Plus simplement, le fil 1 est le fil du dessus. Un fil de trame du tissu est alors repéré de manière unique par le couple $(WeZ - j, q)$.

Les interzones (de trame) sont les différents plans (horizontaux) engendrés par la base (\vec{x}, \vec{y}) , et qui se trouvent entre les différents plans horizontaux de fils de trame. On peut dire également, avec le vocabulaire qui a été défini : les interzones (de trame) sont des plans parallèles aux couches de fils de trame, dans lesquels circulent les fils de chaîne. Si le tissu est constitué de n_t plans de fils de trame horizontaux, alors ces interzones sont au nombre de $n_t + 1$. Elles sont référencées par le symbole $(IZ - l)$ avec $0 \leq l \leq n_t$, l étant décroissant (finissant à la valeur 0) dans le sens de leur abscisse croissante sur l'axe (\vec{z}) . Plus simplement, l'interzone $(IZ - 0)$ est le plan situé au-dessus de la première couche de fils de trame, l'interzone $(IZ - n_t)$ est le plan situé en-dessous de la dernière couche de fils de trame. Par exemple, si le tissu comporte 2 plans de fils de trame horizontaux, l'interzone $(IZ - 0)$ est située au-dessus du plan horizontal supérieur de fils de trame, l'interzone $(IZ - 1)$ est située entre le premier et le second plan horizontal de fils de trame, l'interzone $(IZ - 2)$ est située en-dessous du plan horizontal inférieur de fils de trame.

Des interzones (de trame) qui seraient les différents plans (verticaux) engendrés par la base (\vec{y}, \vec{z}) , et qui se trouveraient entre les différents plans verticaux de fils de trame, pourraient être définies. Mais, dans ces interzones, il ne se passe rien qui puisse être remarqué. Elles ne sont donc pas considérées. Dans la suite, donc, les interzones sont implicitement définies comme étant les différents plans (horizontaux) engendrés par la base (\vec{x}, \vec{y}) , et qui se trouvent entre les différents plans horizontaux de fils de trame.

Tous les plans de type (WaZ) (respectivement (WeZ)) sont parallèles entre eux. Donc, chaque plan de type (WaZ) coupe tous les plans de type (WeZ) . Finalement, dès lors qu'un fil de chaîne est identifié par le couple $(WaZ - i, p)$, il reste à suivre son parcours dans son plan $(WaZ - i)$ et à indiquer dans quelle interzone $(IZ - l)$ il se trouve lorsqu'il traverse le plan de trame $(WeZ - j)$. Cette indication est traduite dans une matrice, dite matrice de codage, notée \mathbb{MC} pour laquelle :

- les lignes sont référencées $(WeZ - a)$ avec $1 \leq a \leq n_t$ (il y en a autant que de zones de trame) ;
- les colonnes sont référencées de $(WaZ - b, p)$ avec $1 \leq b \leq n_c$, p évoluant, pour chaque $(WaZ - b)$ de 1 jusqu'au nombre de fils dans le plan $(WaZ - b)$;
- un élément $[(WeZ - a), (WaZ - b, p)]$ de cette matrice contient l'entier l relatif à l'interzone $(IZ - l)$ dans laquelle se trouve le fil de chaîne $(WaZ - b, p)$ lorsqu'il coupe le plan $(WeZ - a)$.

Par exemple (Fig. 2.12), on peut suivre le fil de chaîne 1 (fil supérieur) du plan ($WaZ - 1$). C'est donc le fil de chaîne ($WaZ - 1, 1$) :

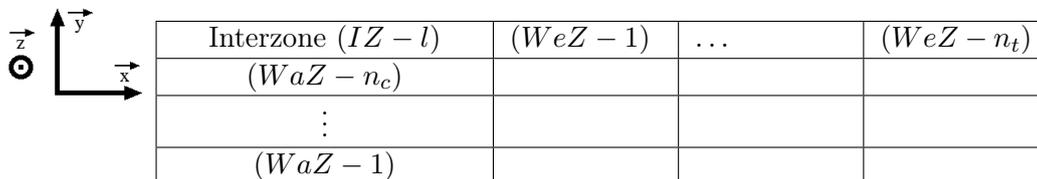
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 0$) du plan ($WeZ - 1$) (plan vertical de fils de trame situé à gauche) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 1$) du plan ($WeZ - 2$) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 2$) du plan ($WeZ - 3$) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 1$) du plan ($WeZ - 4$) (plan vertical de fils de trame situé à droite).

La première colonne de la matrice de codage (Fig. 2.12g), relative au fil de chaîne ($WaZ - 1, 1$) comporte donc successivement (du haut vers le bas) les valeurs : 0, 1, 2, 1.

2.7.2 Modélisation des interzones. Repérage de la géométrie d'un lieu sur une interzone

Dans ce qui précède, les interzones ont implicitement été définies comme étant les différents plans (horizontaux) engendrés par la base (\vec{x}, \vec{y}) , et qui se trouvent entre les différents plans horizontaux de fils de trame. Ces interzones sont importantes, car dans la suite du travail, on va s'apercevoir que la géométrie des fils de chaîne qui les traversent influe sur la rupture du tissu. Il convient donc de les décrire avec précision.

On décide en premier lieu de schématiser une interzone ($IZ - l$) (il y en a $n_t + 1$) par une vue dans le plan (\vec{x}, \vec{y}) (donc, une vue de dessus) et par un quadrillage pour lequel chaque case symbolise l'intersection d'un plan de type (WaZ) avec un plan de type (WeZ). Ainsi, l'interzone ($IZ - l$) est symbolisée par un quadrillage de n_c lignes et n_t colonnes (Tab. 2.2).

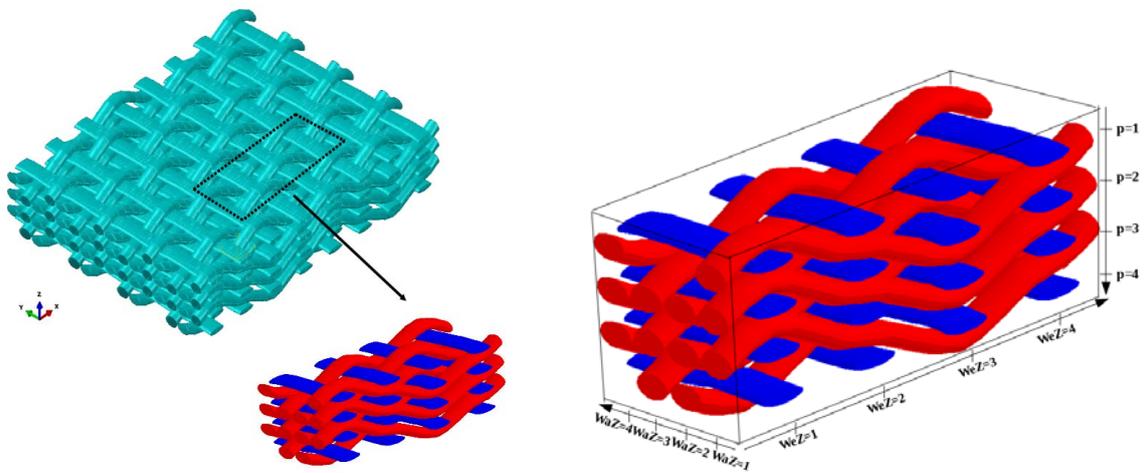


Interzone ($IZ - l$)	($WeZ - 1$)	...	($WeZ - n_t$)
($WaZ - n_c$)			
⋮			
($WaZ - 1$)			

TABLE 2.2 – Schématisation d'une interzone ($IZ - l$).

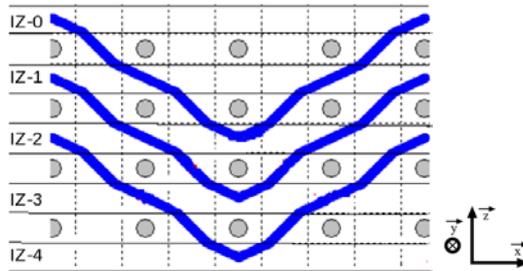
Les fils de chaîne passent dans les interzones. Donc, en second lieu, il faut regarder les fils de chaîne dans les différentes zones de chaîne (WaZ), considérer les points de leur ligne moyenne, dont on note (x, y, z) les coordonnées, et écrire qu'il existe un lien géométrique entre x et z , par exemple symbolisé par : $z = f(x)$. Le tissage étant physiquement continu, on suppose que la fonction f est de classe C^∞ . Ses dérivées première f' et seconde f'' sont donc définies et continues. En fonction de leur signe, en un point donné de la ligne moyenne d'un fil de chaîne, on peut voir le fil être dans l'une des configurations suivantes :

- droit ;
- monotone ascendant ;
- monotone descendant ;
- concave ;
- convexe.

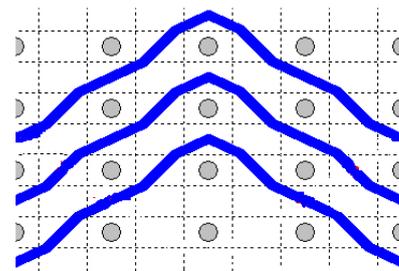


(a) Motif périodique du tissu.

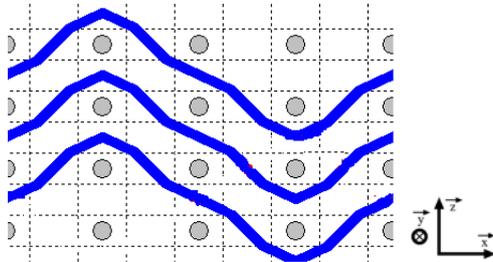
(b) Zones de chaîne, de trame et interzones.



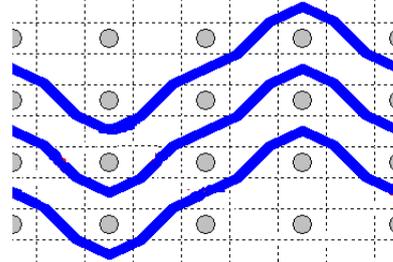
(c) Plan de chaîne ($WaZ - 1$).



(d) Plan de chaîne ($WaZ - 2$).



(e) Plan de chaîne ($WaZ - 3$).



(f) Plan de chaîne ($WaZ - 4$).

Warp		1-1	1-2	1-3	2-1	2-2	2-3	3-1	3-2	3-3	4-1	4-2	4-3
Weft	1	0	1	2	2	3	4	1	2	3	3	2	1
	2	1	2	3	1	2	3	0	1	2	4	3	2
	3	2	3	4	0	1	2	1	2	3	3	2	1
	4	1	2	3	1	2	3	2	3	4	2	1	0

(g) Matrice de codage.

FIGURE 2.12 – Exemple de codage du motif périodique d’un tissu selon la méthode de Lomov *et al.* [27].

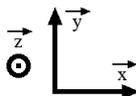
Pour ces 2 derniers cas, la géométrie du fil est donc soit (concave) une bosse, soit (convexe) un creux. Chacune de ces géométries possibles, qualifiée de géométrie élémentaire, est symbolisée par un acronyme :

- D si le fil est droit ;
- MA si le fil est monotone ascendant ;
- MD si le fil est monotone descendant ;
- B si la géométrie du fil est une bosse (concave) ;
- C si la géométrie du fil est un creux (convexe).

Le symbole 0 indique l'absence de fil de chaîne. On désigne par \mathbb{G} l'ensemble :

$$\mathbb{G} = \{D, MA, MD, B, C, 0\}$$

Ces géométries sont donc celles qui peuvent être vues, en particulier, dans une interzone ($IZ - l$), à l'intersection entre les plans ($WaZ - i$) et ($WeZ - j$). On précise ces géométries dans la schématisation (Tab. 2.2) de cette interzone en plaçant, dans chaque case, l'indication de la géométrie rencontrée de fil de chaîne. En reprenant l'exemple précédent (Fig. 2.12), on a par exemple l'interzone ($IZ - 2$) (Tab. 2.3).



Interzone ($IZ - 2$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD	C	MA

TABLE 2.3 – Exemple (Fig. 2.12). Schématisation de l'interzone ($IZ - 2$).

Plus loin dans l'étude, il apparaît que notamment les creux (séparément des autres géométries) ou les bosses (séparément des autres géométries) jouent un rôle prépondérant dans la rupture du tissu. On justifie ainsi le fait qu'il peut être judicieux de distinguer les différents cas identifiés de géométrie. Plus précisément, pour une interzone ($IZ - l$), on identifie six types distincts d'interzone :

- ($IZ - l/D$) ;
- ($IZ - l/MA$) ;
- ($IZ - l/MD$) ;
- ($IZ - l/B$) ;
- ($IZ - l/C$) ;
- ($IZ - l/0$),

où l'interzone de type ($IZ - l/g$) ($g \in \mathbb{G}$) est l'interzone ($IZ - l$) restreinte à la géométrie g (l'absence de la géométrie g est symbolisée par une case vide). On qualifie d'élémentaires, ces six types d'interzone dans la mesure où chacun de ces types est associé à une géométrie unique. L'exemple précédent (Fig. 2.12) permet d'illustrer les interzones élémentaires (Tab. 2.4 à Tab. 2.9).

Finalement, dans une interzone ($IZ - l$), un lieu fait référence à l'intersection entre des plans de type (WaZ) et (WeZ). En d'autres termes, un lieu dans une interzone ($IZ - l$) peut être

identifié par la case du quadrillage qui la modélise, située à l'intersection de la ligne ($WaZ - i$) et la colonne ($WeZ - j$). Par définition, on note cette case : $(IZ - l)(i, j)$. A cette case, est associée une géométrie g (qui ne peut être qu'une des géométries élémentaires, $g \in \mathbb{G}$). Une interzone ($IZ - l$) étant donnée, la précision de la géométrie g d'un lieu référencé par la case $(IZ - l)(i, j)$ est faite de la manière suivante : $(IZ - l/g)(i, j)$.

La distinction de chacune de ces géométries peut être un cas insuffisamment général. En effet, et cela est mis en évidence également plus loin dans l'étude, il apparaît que ce sont, en réalité, les creux plus les bosses (séparément des autres géométries) qui jouent un rôle prépondérant dans la rupture du tissu. Pour étendre cette constatation, on peut imaginer qu'une combinaison de plusieurs géométries influe sur la rupture du tissu. Afin de prendre en compte cela, on construit un formalisme plus général en définissant des types plus généraux d'interzone (incluant évidemment les interzones élémentaires). Pour cela, il suffit de se rendre compte que la notion de combinaison de plusieurs géométries est représentée par les parties de l'ensemble \mathbb{G} .

On note $\mathcal{P}(\mathbb{G})$ l'ensemble des parties de \mathbb{G} qui contient $2^6 = 64$ éléments. On a ainsi (sans écrire tous les éléments) :

$$\begin{aligned} \mathcal{P}(\mathbb{G}) = \{\mathbb{A} | \mathbb{A} \subseteq \mathbb{G}\} = & \{\{D\}, \{MA\}, \{MD\}, \{B\}, \{C\}, \{0\}, \dots \\ & \dots \{D, MA\}, \{D, MD\}, \{D, B\}, \{D, C\}, \{D, 0\}, \dots \\ & \dots \{MA, MD\}, \{MA, B\}, \{MA, C\}, \{MA, 0\}, \dots \\ & \dots \{MD, B\}, \{MD, C\}, \{MD, 0\}, \dots \\ & \dots \{B, C\}, \{B, 0\}, \dots \\ & \dots \{C, 0\}, \dots \\ & \vdots \\ & \dots \{D, MA, MD, B, C, 0\}\} \end{aligned}$$

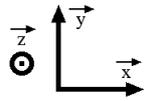
Pour des raisons de simplicité mais aussi de clarté, chacun des éléments de $\mathcal{P}(\mathbb{G})$, qui est un ensemble, est noté avec les symboles des géométries qui y sont incluses, séparées par le symbole $+$. Par exemple, on note :

- $D = \{D\}, MA = \{MA\}, MD = \{MD\}, B = \{B\}, C = \{C\}, 0 = \{0\}$;
- $D + MA = \{D, MA\}, D + MD = \{D, MD\}, D + B = \{D, B\}, D + C = \{D, C\}, D + 0 = \{D, 0\}$;
- $B + C = \{B, C\}$;
- $D + MA + MD + B + C + 0 = \{D, MA, MD, B, C, 0\} = \mathbb{G}$.

On définit alors l'interzone de type $(IZ - l/G)$ ($G \in \mathcal{P}(\mathbb{G})$) comme l'interzone $(IZ - l)$ restreinte aux géométries contenues dans G . L'exemple précédent (Fig. 2.12) permet d'illustrer ce qui vient d'être dit pour les creux et les bosses (Tab. 2.10, Tab. 2.11, Tab. 2.12).

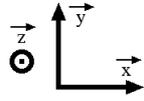
On peut remarquer que :

- si $G = \{D\}$ ou $\{MA\}$ ou $\{MD\}$ ou $\{B\}$ ou $\{C\}$ ou $\{0\}$, on retrouve les interzones élémentaires;
- l'interzone $(IZ - l)$ et l'interzone $(IZ - l/D + MA + MD + B + C + 0)$ désignent la même interzone;
- puisqu'on suppose que le tissage est tel qu'il ne peut pas y avoir plus d'un fil de chaîne à l'intersection entre les plans ($WaZ - i$) et ($WeZ - j$), situé dans l'interzone $(IZ - l)$, il n'y a donc qu'une et une seule géométrie possible. On peut alors symboliquement visualiser l'interzone $(IZ - l/g)$ par les cases vides de l'interzone $(IZ - l)$.



Interzone ($IZ - 0/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 0/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 0/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 0/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				B
$(WaZ - 3)$		B		
$(WaZ - 2)$			B	
$(WaZ - 1)$	B			
Interzone ($IZ - 0/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 0/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				B
$(WaZ - 3)$		B		
$(WaZ - 2)$			B	
$(WaZ - 1)$	B			

TABLE 2.4 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires. L'interzone ($IZ - 0/D$) (respectivement, ($IZ - 0/MA$), ($IZ - 0/MD$), ($IZ - 0/C$)) ne présente que des cases vides car il n'y a aucun fils dont la géométrie est D (respectivement MA, MD, C) dans l'interzone ($IZ - 0$). On visualise l'interface ($IZ - 0/0$) par les cases restées vides de l'interface ($IZ - 0$).



Interzone ($IZ - 1/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 1/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA

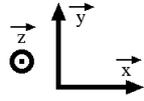
Interzone ($IZ - 1/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		

Interzone ($IZ - 1/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 1/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

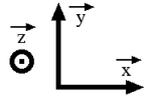
Interzones ($IZ - 1$) et ($IZ - 1/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD		MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	
($WaZ - 2$)		MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD		MA

TABLE 2.5 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires.



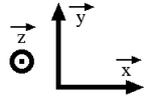
Interzone ($IZ - 2/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 2/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA
Interzone ($IZ - 2/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		
Interzone ($IZ - 2/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			
Interzone ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzones ($IZ - 2$) et ($IZ - 2/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD	C	MA

TABLE 2.6 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires.



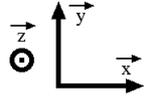
Interzone ($IZ - 3/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 3/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA
Interzone ($IZ - 3/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		
Interzone ($IZ - 3/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 3/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzones ($IZ - 3$) et ($IZ - 3/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	
($WaZ - 3$)	MA		MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA		MD
($WaZ - 1$)		MD	C	MA

TABLE 2.7 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Interzone ($IZ - 3$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 4/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 4/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 4/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 4/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				
Interzone ($IZ - 4/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$		C		
$(WaZ - 3)$				C
$(WaZ - 2)$	C			
$(WaZ - 1)$			C	
Interzones ($IZ - 4$) et ($IZ - 4/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$		C		
$(WaZ - 3)$				C
$(WaZ - 2)$	C			
$(WaZ - 1)$			C	

TABLE 2.8 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Interzone ($IZ - 4$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

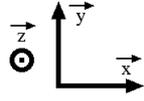
Interzone ($IZ - 1$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD		MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	
($WaZ - 2$)		MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD		MA

Interzone ($IZ - 2$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD	C	MA

Interzone ($IZ - 3$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	
($WaZ - 3$)	MA		MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA		MD
($WaZ - 1$)		MD	C	MA

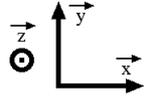
Interzone ($IZ - 4$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

TABLE 2.9 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Synthèse de toutes les interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$).



Interzone ($IZ - 0/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 1/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzone ($IZ - 3/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzone ($IZ - 4/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

TABLE 2.10 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Visualisation des creux de toutes les interzones : interzones ($IZ - l/C$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$).



Interzone ($IZ - 0/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

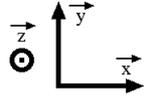
Interzone ($IZ - 1/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 2/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 3/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 4/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

TABLE 2.11 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Visualisation des bosses de toutes les interzones : interzones ($IZ - l/B$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$.



Interzone ($IZ - 0/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 1/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 2/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		B
($WaZ - 3$)		B		C
($WaZ - 2$)	C		B	
($WaZ - 1$)	B		C	

Interzone ($IZ - 3/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

Interzone ($IZ - 4/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

TABLE 2.12 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Visualisation des creux et bosses de toutes les interzones : interzones ($IZ - l/C + B$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$.

2.7.3 Compléments à la nomenclature générale des tissus : codage des interzones

On conceptualise ici la description des interzones au travers d'un complément de nomenclature relatif aux géométries possibles de fil de chaîne qu'elles peuvent voir.

Une première idée de complément de nomenclature consiste à compléter la matrice de codage par l'indication de la géométrie du fil de chaîne. Si l'on reprend l'exemple précédent (Fig. 2.12) où l'on suit le fil de chaîne 1 (fil supérieur) du plan ($WaZ - 1$) (Fig. 2.12b) :

- il est situé dans l'interzone ($IZ - 0$) du plan ($WeZ - 1$) et sa géométrie est de type B (bosse) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 1$) du plan ($WeZ - 2$) et sa géométrie est de type MD (monotone descendant) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 2$) du plan ($WeZ - 3$) et sa géométrie est de type C (creux) ;
- il est situé dans l'interzone ($IZ - 1$) du plan ($WeZ - 4$) et sa géométrie est de type MA (monotone ascendant).

La première colonne de la matrice de codage, relative au fil de chaîne ($WaZ1,1$) comporte donc successivement (du haut vers le bas) les valeurs : $0/B, 1/MD, 2/C, 1/MA$.

Une seconde idée de complément de nomenclature consiste à construire un codage des interzones basé sur la description qui vient d'en être faite. Ainsi, pour une interzone de type ($IZ - l/G$) ($G \in \mathcal{P}(\mathbb{G})$), on construit la matrice $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/G)$. Les lignes de cette matrice réfèrent les plans de type (WaZ). Les colonnes de cette matrice réfèrent les plans de type (WeZ). La dimension de cette matrice est donc $n_c \times n_t$. Un élément (i, j) de cette matrice regarde l'intersection entre les plans ($WaZ - i$) et ($WeZ - j$), dans l'interzone ($IZ - l$), et indique le type de géométrie du fil qui s'y trouve, par :

- 10 si $G = D$;
- +2 si $G = MA$;
- -2 si $G = MD$;
- +1 si $G = B$;
- -1 si $G = C$;
- 0 si $G = 0$.

Ces valeurs entières ont été choisies arbitrairement et peuvent être adaptées suivant l'utilisation et les analyses que l'on veut faire de ces matrices. Pour l'heure, la seule contrainte que l'on s'impose est que chaque géométrie est identifiée par une valeur unique.

Ces matrices finalement sont une conceptualisation de la description graphique des interzones (à l'échange des lignes près) : à l'interzone de type ($IZ - l/G$), on associe la matrice $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/G)$.

On peut remarquer qu'avec ce formalisme, la matrice $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/G)$ ($G \in \mathcal{P}(\mathbb{G})$) se construit par addition des matrices des interzones élémentaires ($IZ - l/g$) ($g \in \mathbb{G}$). Ainsi, par exemple $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/D+MA+MD+B+C+0) = \mathbb{I}\mathbb{Z}(l/D)+\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/MA)+\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/MD)+\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/B)+\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/C)+\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/0)$. Par convention, on note $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/D + MA + MD + B + C + 0) = \mathbb{I}\mathbb{Z}(l)$.

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.13 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires (Tab. 2.4).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) &= \begin{pmatrix} +1 & -2 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & +2 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.14 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(1/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires (Tab. 2.5).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2) &= \begin{pmatrix} +1 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.15 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(2/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires (Tab. 2.6).

$$\mathbb{IZ}(3/D) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(3/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(3/MD) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{IZ}(3/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(3/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(3) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & 0 & -2 \\ -2 & 0 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE 2.16 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{IZ}(3/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 3$) et ses six différents types élémentaires (Tab. 2.7).

$$\mathbb{IZ}(4/D) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(4/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(4/MD) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{IZ}(4/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(4/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(4) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE 2.17 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{IZ}(4/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 4$) et ses six différents types élémentaires (Tab. 2.8).

$$\mathbb{IZ}(0) = \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(1) = \begin{pmatrix} +1 & -2 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & +2 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(2) = \begin{pmatrix} +1 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & +1 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{IZ}(3) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & 0 & -2 \\ -2 & 0 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{IZ}(4) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE 2.18 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Synthèse de toutes les matrices $\mathbb{IZ}(l)$ associées aux interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$) (Tab. 2.9).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(2/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.19 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}Z(l/C)$ associées aux interzones $(IZ - l/C)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. 2.10).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(2/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.20 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}Z(l/B)$ associées aux interzones $(IZ - l/B)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. 2.11).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(2/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/C+B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/C+B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE 2.21 – Interzones de l'exemple (Fig. 2.12). Matrices $\mathbb{I}Z(l/C+B)$ associées aux interzones $(IZ - l/C+B)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. 2.12).

Chapitre 3

Présentation des matériaux de l'étude et choix de l'échelle de travail

Après un descriptif de la bande transporteuse et de ses constituants, une analyse est faite des différentes échelles accessibles d'organisation matérielle. Cette analyse est une clé de l'étude car elle va discriminer ces échelles pour finalement permettre d'en choisir certaines qui vont devenir les échelles de travail. Elles sont censées donner le meilleur compromis possible entre la complexité des moyens disponibles à ces échelles, et qui sont mis en œuvre pour la résolution de l'étude, et les résultats attendus. Les échelles de travail étant identifiées, on dresse le bilan des matériaux associés à ces échelles. Evidemment, celui des matériaux qui doit retenir plus particulièrement notre attention est celui qui est au cœur de la bande et qui en assure quasi-totalement la tenue mécanique : le tissu.

Sommaire

3.1	Description du convoyeur	50
3.2	Description de la bande transporteuse	50
3.3	Les constituants élémentaires de la bande	53
3.3.1	Les fibres thermoplastiques	53
3.3.2	L'élastomère	53
3.3.3	Le PVC	54
3.4	Des échelles d'étude de la bande	55
3.4.1	Cadre général	55
3.4.2	L'échelle structurale	56
3.4.3	L'échelle macroscopique	59
3.4.4	L'échelle mésoscopique	59
3.4.5	D'autres échelles	60
3.5	Description des matériaux à l'échelle de travail pour une approche multiéchelle	61
3.5.1	Justification du choix de plusieurs échelles de travail	61
3.5.2	L'élastomère pour l'échelle macroscopique	62
3.5.3	Le PVC pour les échelles macroscopique et mésoscopique	62
3.5.4	Les fils de chaîne et de trame pour l'échelle mésoscopique	63
3.5.5	Le composite tissé étudié à l'échelle mésoscopique	63

3.1 Description du convoyeur

Un convoyeur (Fig. 3.1) est un système destiné au transport continu de marchandise non conditionnée (minerai, charbon, phosphate...) dans les mines de fond. Il présente une structure aérienne et fonctionne toujours en circuit fermé par l'intermédiaire d'un tapis, qu'on appelle bande transporteuse. Le cycle est défini comme étant un tour complet de la bande sur le convoyeur. Sa durée dépend de la longueur du convoyeur et la vitesse de défilement du tapis. A titre d'exemple, un convoyeur d'une longueur de l'ordre de 1000 m (donc 2000 m de bande) a une vitesse de défilement du tapis de 4 m/s. La durée moyenne d'un cycle est donc d'environ 500 s. Lors d'un cycle, des sollicitations mécaniques de nature, de fréquence et d'intensités différentes s'exercent sur la bande transporteuse.

Tout d'abord, elle subit des efforts de traction ou/et de compression dans sa direction de défilement lors des phases de démarrage et d'arrêt du convoyeur. Ces efforts sont induits par l'inertie de la bande et leur intensité dépend de l'accélération ou de la décélération lors de ces phases de mouvement. Ils sont rares car les convoyeurs sont la plupart du temps en phase de fonctionnement continu. La longueur des bandes pouvant être très importantes (plusieurs centaines, voire plusieurs milliers de mètres), des ondes mécaniques se propagent à une vitesse qui dépend de la viscoélasticité des matériaux constituant la bande.

Egalement, la bande est entraînée par un ensemble de tambours (moteur, renvoi, inflexion, terminal, déchargement) et de rouleaux de guidage placés tout le long du convoyeur. Ils possèdent une forme bombée (Fig. 3.2) pour assurer en permanence son positionnement précis durant le parcours (éviter tout désalignement de la bande). Lors de l'enroulement sur ces différents composants, la bande subit des efforts de flexion dans la direction de défilement. La fréquence de passage sur les 2 tambours principaux (moteur, renvoi) est faible car ces derniers sont placés aux extrémités du convoyeur. Cependant, les défilements successifs sur les autres tambours et les rouleaux sont très fréquents avec un intervalle de passage très court. Le diamètre minimal préconisé par les normes est de 450 mm (les tambours principaux ont un diamètre égal à 650 mm). La déformation subie par la bande lors de l'enroulement sur le rouleau est d'autant plus importante que le diamètre du rouleau est petit.

Des efforts de flexion cyclique dans la direction transversale à la direction de défilement sont aussi vus sur la bande durant son service. 2 batteries des rouleaux formés en auge et plats permettent de donner à la bande transporteuse, dans sa largeur, une forme semi-circulaire afin d'éviter la chute de la matière lors de son acheminement. On parle alors de transition d'auge (Fig. 3.3). Elle n'intervient qu'une seule fois par cycle. Ainsi, un chargement en traction supplémentaire survient au niveau des extrémités de la bande lors du raccord tambour/transition d'auge.

L'impact vertical du minerai sur la bande est un autre type de sollicitation mécanique : le produit à convoyeur arrive en vrac dans une grande trémie puis il est versé sur le convoyeur. L'impact dépend du type de gisement (masses, formes, dureté) ainsi que de l'aptitude du système de réception du convoyeur à limiter la déformation de la bande.

3.2 Description de la bande transporteuse

La société "Cobra Europe" fabrique une très grande diversité de bandes transporteuses. Celle étudiée (Fig. 3.4) a une épaisseur totale de 14 mm et une largeur de 1 m. Elle est composée de 5 couches superposées qui lui confère une structure stratifiée :

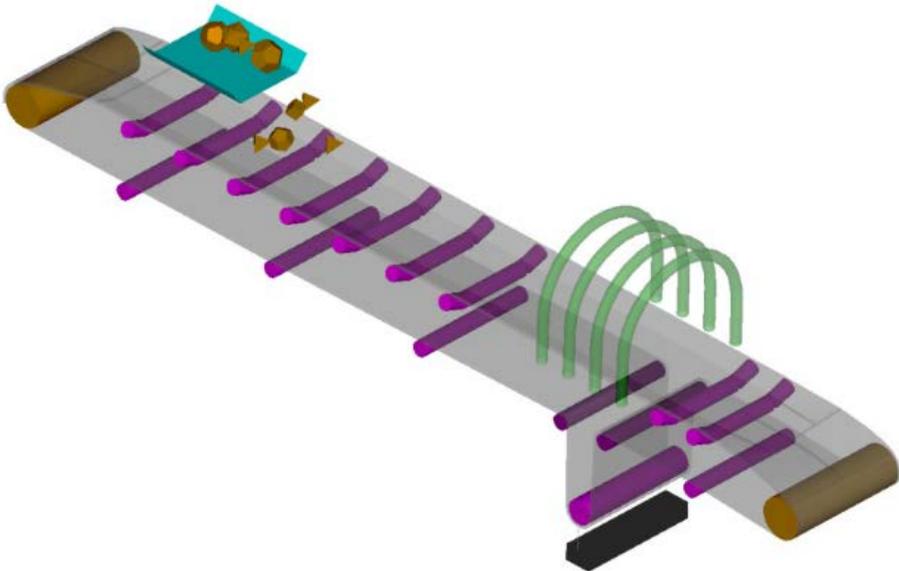


FIGURE 3.1 – Schéma d’un convoyeur.



FIGURE 3.2 – Photo d’un tambour.



FIGURE 3.3 – Transition d’auge.

- la couche 1 est la couche (supérieure) externe du revêtement supérieur de la bande. Son épaisseur est de 2 mm. Elle est composée d'élastomère ;
- la couche 2 est la couche interne du revêtement supérieur de la bande. Son épaisseur est de 1 mm. Elle est en polychlorure de vinyle (PVC) massif ;
- la couche 3 est le cœur de la bande. Elle est constituée d'un tissu de type angle interlock 2,5D (Fig. 3.5, Fig. 3.6) pour lequel les fils de chaîne sont essentiellement des torons de fibres de polyéthylène téréphtalate (PET), les fils de trame sont des torons de fibres essentiellement de polyamide (polyhexaméthylène adipamide, PA66), le tout étant imprégné d'une matrice de PVC. Son épaisseur est de 9 mm ;
- la couche 4 est la couche interne du revêtement inférieur de la bande. Son épaisseur est de 0.7 mm. Elle est constituée du même matériau que la couche 2 ;
- la couche 5 est la couche (inférieure) externe du revêtement inférieur de la bande. Son épaisseur est de 1.3 mm. Elle est constituée du même matériau que la couche 1.

Dans la suite, l'ensemble des 5 couches est appelé la bande, et la seule couche 3, le cœur de la bande, est appelée le composite tissé (ou, abusivement, le tissu).

La couche 3 assure la quasi-totalité de la tenue mécanique de la bande. Elle en est donc l'élément essentiel et doit donc être protégée. On justifie ainsi l'existence des couches 1, 2, 4 et 5 qui ont pour objectif principal d'être un rempart face aux agressions extérieures pour la couche 3. La plus importante de ces agressions est l'impact des roches sur la bande susceptible de couper des fils. C'est la couche 3 qui est au cœur des préoccupations de notre étude. Elle est constituée précisément de :

- 4 couches identiques de fils de trame en PA66 (essentiellement) ;
- 1 couche de fils de chaîne de coton sur chacune de ses peaux ;
- 3 nappes de fils de chaîne en PET.

Dans la suite, compte tenu des propriétés mécaniques du coton, les couche de fils de chaîne de coton sont négligées.

Les fils de chaîne et de trame du tissu sont obtenus en 2 étapes :

- d'abord plusieurs centaines de fibres sont regroupées pour former des filaments ;
- ensuite plusieurs filaments (généralement de l'ordre d'une dizaine) sont assemblés en un faisceau parallèle puis torsadé afin de donner une cohésion à l'ensemble qualifié de toron (identifié par le sens et le pas de torsion, i.e., le nombre de tours par mètre).

Dans le cas de notre étude, ce pas est faible de sorte que les torons sont assimilés à des fils.

Les fils de trame sont constitués de 2 filaments de fibres de coton et 10 filaments de fibres de PA66. Compte tenu de leur constitution (majoritairement du PA66) et du fait que les fibres de coton ont des propriétés mécaniques significativement plus faibles que celles du PA66 (Tab. 3.1), dans la suite, on assimile les fils de trame à des fils de PA66. Néanmoins, évidemment, les propriétés utilisées caractérisant ces fils (qui sont vus, dans la suite, comme homogènes) tiennent compte de cette constitution. Les fils des 3 nappes de chaîne sont des torons de fibres de polyéthylène téréphtalate (PET).

Finalement, dans la suite, on modélise la couche 3 par :

- un renfort dans le sens trame : la trame elle-même, constituée de 4 couches de fils en PA66 ;
- un renfort dans le sens chaîne : la chaîne elle-même, qui ondule, constituée 3 nappes de fils de PET.

Et, les constituants élémentaires de la bande sont donc :

- les fibres thermoplastiques qui constituent les fils de chaîne. Ces fibres sont en PET ;
- les fibres thermoplastiques qui constituent les fils de trame. Ces fibres sont en PA66 ;
- le PVC qui entre dans la composition des couches 2 et 4 en tant que matériau massif, mais également comme matériau d'imprégnation dans la couche 3 ;
- l'élastomère des couches supérieure et inférieure.

Dans cette énumération, on rappelle que l'on oublie volontairement le coton qui est le matériau d'une des 2 familles des fils de chaîne et partiellement celui des fils de trame. En fait, ce coton, qui n'assure aucun rôle dans la tenue mécanique de la bande, a pour but principal d'absorber du PVC et ainsi, notamment, d'accroître l'adhérence des couches d'élastomère sur le composite tissé.

3.3 Les constituants élémentaires de la bande

3.3.1 Les fibres thermoplastiques

Puisque le composant coton est négligé, finalement, le tissu du composite est composé de fils constitués de fibres de polyester (PET) pour les fils de chaîne et de fibres de PA66 pour les fils de trame. Ces fibres thermoplastiques sont produites par étirage/filage suivi d'une opération de bobinage. Les filaments obtenus sont plus rigides et plus résistants que le même matériau sous forme massive. En effet, lors du processus de mise en forme, l'étirage des filaments modifie l'arrangement aléatoire des molécules en une réorganisation ordonnée suivant l'axe de la fibre. Cette orientation préférentielle augmente la résistance à rupture et le module d'Young et diminue l'allongement à rupture.

Le PA66 (Tab. 3.1) présente une grande flexibilité : cela provient du fait que la molécule de PA66 est elle-même flexible et peut s'orienter à chaque liaison. Les fibres de PA66 ont une haute résistance à la traction, à l'abrasion et à la chaleur et possèdent une bonne stabilité dimensionnelle. Plusieurs facteurs environnementaux peuvent affecter le comportement mécanique des fibres de PA66 comme la température et l'humidité. Le PA66 possède la particularité de créer des liaisons hydrogènes entre les groupements carbonyle et amide. La présence de ces groupements fortement polaires est responsable de la sensibilité du PA66 face à l'humidité. La molécule d'eau a tendance à diffuser dans la phase amorphe et à y créer des interactions de type hydrogène. L'absorption de l'eau a pour conséquence d'induire une chute de la température de transition vitreuse [32] [29].

Le PET (Tab. 3.1) a une structure moléculaire contenant des noyaux aromatiques : cela donne à cette molécule une rigidité plus élevée la rendant moins flexible que la molécule de PA66. Ce manque de flexibilité à l'échelle des fibres a pour conséquence une augmentation du module d'Young des fibres de PET (comparée aux fibres de PA66). Les fibres de PET possèdent d'excellentes propriétés : module d'Young élevé, résilience élastique modérée, bonne tenue en température et surtout, une très faible capacité à l'absorption d'eau augmentant ainsi considérablement leur résistance face à l'humidité (comparée aux fibres de PA66).

3.3.2 L'élastomère

L'utilisation fréquente des élastomères provient de ses capacités à subir des grandes déformations et à dissiper l'énergie. A l'état brut, un élastomère n'a guère de possibilité d'emploi pratique. Par définition, un élastomère doit retrouver sa dimension initiale après étirage, sauf qu'aucune

Désignation	Masse volumique (g/cm ³)	Module d'Young (MPa)	Contrainte à rupture (MPa)	Déformation à rupture (%)
PET	≈ 1.30	< 18000	800 à 1200	7 à 30
PA66	≈ 1.10	< 5000	500 à 1200	17 à 30
Coton	≈ 1.50	< 3000	300 à 500	20 à 40

TABLE 3.1 – Propriétés mécaniques des fibres utilisées pour le tissu de la bande.

substance polymère ne correspond à l'état brut à cette définition. L'obtention d'un réseau tri-dimensionnel insoluble nécessite l'élimination des pontages créés entre les liaisons. L'élastomère doit subir un traitement chimique appelé vulcanisation : ce procédé consiste à malaxer du caoutchouc brut, à y ajouter du soufre et à chauffer le mélange. Les chaînes de l'élastomère vulcanisé sont étirables et peuvent s'orienter dans la direction d'allongement. Aussitôt déchargé, le matériau retrouve progressivement son état initial. La grande déformabilité des élastomères provient de leur température de transition vitreuse inférieure à la température ambiante, le plus souvent comprise entre -70°C et -120°C. Utilisé à température ambiante, le matériau se trouve donc dans un état caoutchoutique.

La mise en œuvre des élastomères est très complexe. Aussi, une classe spécifique d'élastomères, les élastomères thermoplastiques (TPE), a fait son apparition. Ces matériaux sont des intermédiaires entre les matériaux thermoplastiques à la mise en œuvre aisée mais aux propriétés élastiques restreintes et les élastomères aux propriétés élastiques remarquables mais à la mise en œuvre complexe. Les TPE présentent une structure hétérogène constituée de 2 phases, l'une souple et l'autre rigide. Ils sont obtenus par des mélanges de polymères ne nécessitant pas de vulcanisation, mais présentent des propriétés mécaniques similaires à celle du caoutchouc vulcanisé à température ambiante.

L'élastomère utilisé pour la bande transporteuse est un élastomère thermoplastique constitué d'un mélange de polychlorure de vinyle (PVC) et de caoutchouc nitrile (NBR). Le NBR joue le rôle de la phase élastomère souple, dispersée dans une phase continue thermoplastique rigide, le PVC. Cette phase rigide permet la mise en forme des TPE suivant des techniques identiques à celles utilisées pour les thermoplastiques. La phase souple donne l'élasticité du polymère.

Dans la bande, l'élastomère sert à la constitution des couches 1 et 5 dont le rôle est de protéger la couche 3 des coupures, mais également, le cas échéant, à assurer la propreté des objets convoyés.

3.3.3 Le PVC

Le polychlorure de vinyle (PVC) est un polymère thermoplastique amorphe. La synthèse de ce polymère peut être réalisée par plusieurs modes de polymérisation (en suspension, en émulsion et en masse). A la suite de la polymérisation, le PVC se présente sous la forme d'une poudre à laquelle on rajoute des additifs. Par exemple, l'addition des plastifiants abaisse la température de transition vitreuse rendant le matériau plus souple à température ambiante. Le mélange de la poudre de PVC et de ses additifs subit ensuite une prégélification. La prégélification est réalisée en mélangeant à haute vitesse les différents produits qui, par friction avec les éléments du mélangeur, vont s'amollir et s'agglomérer. 2 grades de PVC (rigide et souple) sont obtenus selon la teneur et la nature des additifs et la masse moléculaire du PVC.

Dans la bande, le PVC sert, sous forme massive, à la constitution des couches 2 et 4 dont le rôle est non seulement de protéger le tissu de la couche 3 mais aussi d'améliorer l'adhérence entre la couche 3 et les couches d'élastomère. En effet, le PVC adhère très bien au caoutchouc nitrile. Sous forme de matériau d'imprégnation, le PVC est la matrice du composite tissé de la bande. Le choix du PVC a été fait pour des raisons économiques entre autres, mais surtout :

- parce qu'il est presque naturellement ignifugé ;
- parce que sa mise en œuvre est très bien maîtrisée.

3.4 Des échelles d'étude de la bande

3.4.1 Cadre général

La bande transporteuse présente plusieurs échelles d'organisation (Fig. 3.7). Afin de décrire ces échelles, il faut au préalable définir l'espace physique, noté ε^3 , dans lequel la bande est en mouvement ainsi que le repère qui lui est associé. On modélise habituellement l'espace physique comme un espace affine euclidien à 3 dimensions. On lui associe le repère $R_0 = (O, \vec{x}_0, \vec{y}_0, \vec{z}_0)$, $B_0 = (\vec{x}_0, \vec{y}_0, \vec{z}_0)$ désignant sa base orthonormée directe et O son origine. Le vecteur \vec{z}_0 est aligné avec la verticale ascendante locale (donc, au signe près, aligné avec le champ de Pesanteur local). Dans cet espace, le convoyeur sur lequel est installée la bande est supposé fixe par rapport à R_0 . On prend O comme étant un point du convoyeur. Ce repère est qualifié de repère d'observation et on lui prête la propriété d'être galiléen, afin de pouvoir y appliquer les Principes de la Mécanique ou de la Physique. Dans cet espace, un point est symbolisé par M_0 et repéré par ses coordonnées cartésiennes x_0, y_0, z_0 .

Dans la suite, on regarde la bande avec des degrés variables de finesse et on définit ainsi différents niveaux d'organisation de la matière. A chaque fois, on donne certaines indications sur la pertinence du choix de ces niveaux pour atteindre le but recherché (la prévision de la rupture de la bande). Cette pertinence est évidemment dépendante des données nécessaires et des outils disponibles pour atteindre le but cherché.

Il convient, au préalable de réaliser cette discussion, de noter qu'une difficulté supplémentaire est induite par le type de matériau étudié (un composite, dans la couche 3) qui n'existe généralement pas pour un matériau métallique. En effet, contrairement aux cas des structures où les matériaux constitutifs sont isotropes, ici, la seule donnée des coefficients présents dans les lois de comportement pour la réalisation d'un calcul peut ne pas être suffisante. En effet, la constitution de la bande montre des directions privilégiées. Par conséquent, quelle que soit l'échelle à laquelle elle est considérée, ces directions privilégiées doivent apparaître dans la modélisation de la bande d'une manière ou d'une autre. Rappelons que le choix d'une échelle impose le fait que les matériaux constitutifs de la structure considérée sont vus, à cette échelle, comme homogènes. Alors, si cette échelle ne permet pas de voir les directions privilégiées de manière géométrique, cela sous-entend que ces directions sont implicitement incluses dans les propriétés d'un matériau anisotrope : cela se traduit alors obligatoirement par l'association d'un repère, dit repère d'anisotropie, au matériau anisotrope considéré. Ce repère peut être choisi arbitrairement, mais plus généralement, il est construit à l'aide des directions privilégiées mentionnées. C'est alors dans ce repère que sont évaluées et exprimées les propriétés mécaniques du matériau anisotrope considéré. La réalisation d'un calcul de structure à l'échelle choisie doit donc inclure comme données descriptives du comportement du matériau anisotrope non seulement les coefficients présents dans la loi de comportement mais également, en chaque point de la structure, la position de la base du repère d'anisotropie par rapport à la base du repère d'observation (ou de travail). Cette

dernière donnée est réalisée usuellement par les angles d'Euler (précession, nutation, rotation propre) symbolisés respectivement par les lettres ψ , θ , φ . On comprend ainsi, que relativement à une échelle d'organisation identifiée, le fait que des matériaux dans la bande soient anisotropes peut accroître significativement le volume des données nécessaires à un calcul, mais également accroître le temps de ce calcul, s'il y a nécessité à réactualiser ces repères d'anisotropie au cours du temps.

En résumé, quelle que soit le niveau d'organisation, la prévision de la rupture de la bande va nécessiter :

- des données relatives aux matériaux constituant la bande qui seront obtenues (en général) par voie expérimentale ;
- la résolution d'équations locales issues des Principes de la Mécanique via la technique des Eléments Finis.

La question qui se pose alors est : l'obtention des données et la résolution des équations posées sont-elles accessibles en des temps raisonnables et avec une infrastructure raisonnable de moyens, au regard de la qualité de la prévision obtenue ? La réponse va discriminer les échelles d'organisation.

3.4.2 L'échelle structurale

On définit l'échelle structurale comme étant l'échelle qui voit la bande constituée d'un matériau homogène. L'ordre de grandeur des longueurs est le mètre. En raison de la constitution même de la bande, ce matériau n'est pas isotrope car il doit inclure la précision des directions privilégiées du tissu. La définition et l'évaluation des propriétés de ce matériau anisotrope nécessitent donc la définition d'un repère d'anisotropie associé à son Volume Élémentaire Représentatif (VER).

La géométrie de la bande au repos est telle que sa surface moyenne peut être assimilée à un plan. On note \vec{X} , \vec{Y} 2 vecteurs de base orthonormés de ce plan. Le vecteur \vec{X} est pris parallèle au sens de défilement de la bande et indique la direction que l'on qualifie de longitudinale. Le vecteur \vec{Y} , qui indique la direction que l'on qualifie de transversale, est choisi de telle sorte que le vecteur $\vec{Z} = \vec{X} \wedge \vec{Y}$ définisse la direction orthogonale au plan de la bande, orientée de la couche inférieure vers la couche supérieure. Finalement, un repère noté R_{ref} , dont $B_{ref} = (\vec{X}, \vec{Y}, \vec{Z})$ est la base, est associé au VER de la bande.

Evidemment, lorsque la bande est installée sur le convoyeur, sa surface moyenne n'est plus un plan : il faut alors comprendre la définition précédente comme celle d'un repère local $R_{ref}(M) = (M, B_{ref}(M))$ associé au plan tangent existant en chaque point M de la surface moyenne de la bande, dont la base est $B_{ref}(M) = (\vec{X}(M), \vec{Y}(M), \vec{Z}(M))$. Le vecteur $\vec{X}(M)$ est toujours pris parallèle au sens de défilement de la bande et le vecteur $\vec{Y}(M)$ est orienté de manière à ce que le vecteur $\vec{Z}(M) = \vec{X}(M) \wedge \vec{Y}(M)$ définisse la direction orthogonale au plan tangent de la surface moyenne de la bande, orientée de la couche inférieure vers la couche supérieure. Pour positionner la base $B_{ref}(M)$ par rapport à la base B_0 , les 3 angles d'Euler usuels, ici notés $(\psi_{ref}(M), \theta_{ref}(M), \varphi_{ref}(M))$, sont nécessaires. La géométrie de la bande sur le convoyeur étant connue, ces 3 angles sont donc connus (en tout point M).

L'utilisation de cette échelle est pertinente si l'objectif recherché peut être résolu par une étude qui restreint la bande à son plan moyen. On sait par expérience que cette échelle est trop grossière pour amener une réponse satisfaisante au problème à résoudre.

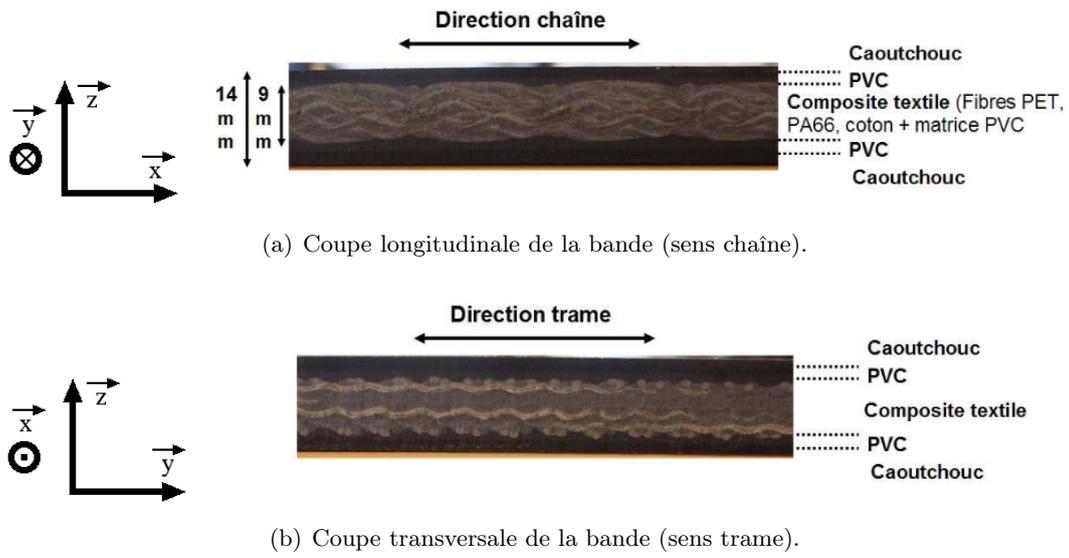


FIGURE 3.4 – Constitution de la bande transporteuse étudiée.

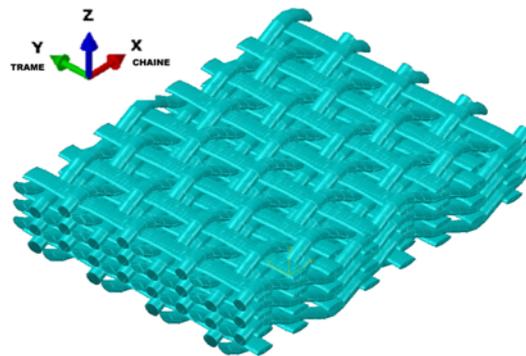


FIGURE 3.5 – Schématisation du tissu (couche 3) angle interlock 2,5D de la bande et son repère local.

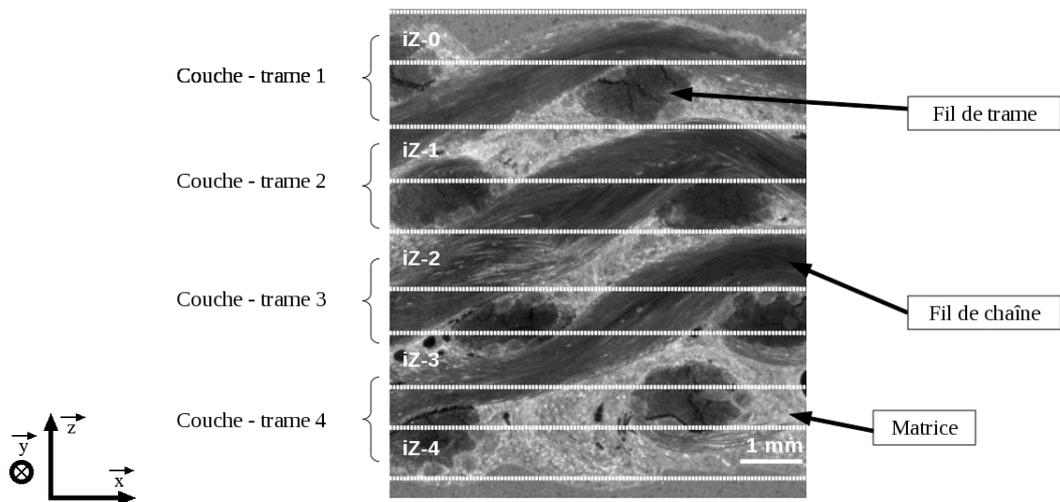


FIGURE 3.6 – Cliché du tissu (couche 3) de la bande obtenu par tomographie. Visualisation des interzones.

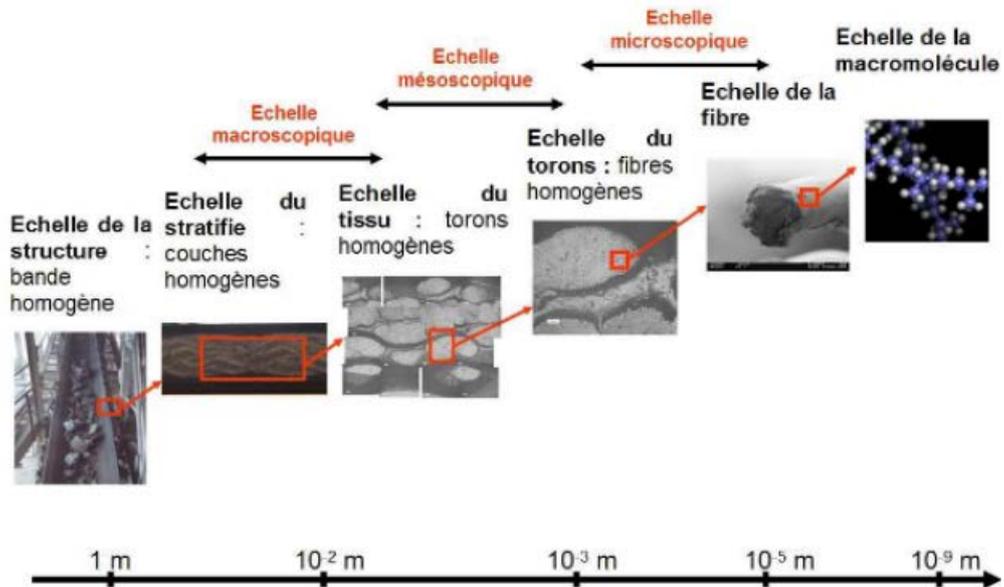
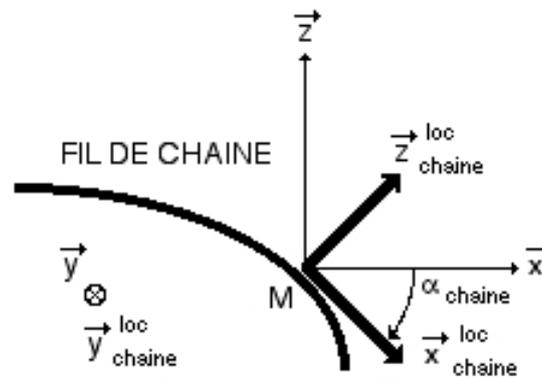
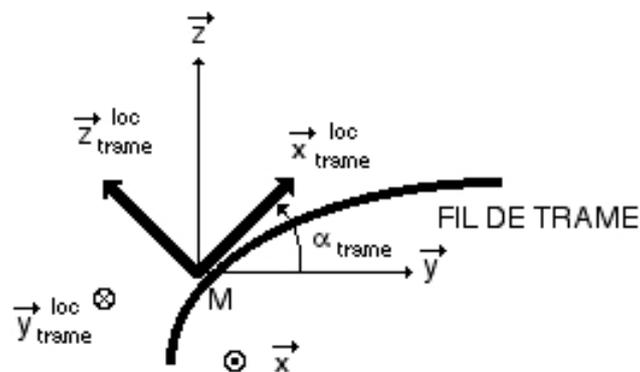


FIGURE 3.7 – Echelles d'organisation de la bande [35].



(a) Repère local des fils de chaîne.



(b) Repère local des fils de trame.

FIGURE 3.8 – Repères locaux des fils positionnés par rapport au repère local du tissu.

3.4.3 L'échelle macroscopique

On définit l'échelle macroscopique comme étant l'échelle qui voit la bande constituée de 5 couches faites chacune d'un matériau homogène. On qualifie aussi cette échelle d'échelle du stratifié, car elle voit la bande comme un matériau stratifié. Les longueurs caractéristiques de cette échelle sont de l'ordre du centimètre. Tous les matériaux homogènes qui constituent ces couches, sauf la couche 3 (le composite tissé), peuvent être assimilés à des matériaux isotropes : donc pas de nécessité de leur associer un repère. En revanche, en raison de sa constitution même, le composite tissé est modélisé par un matériau qui est anisotrope car il doit inclure la précision des directions privilégiées du tissu. La définition et l'évaluation des propriétés de ce matériau anisotrope nécessitent donc, comme pour la bande complète, la définition d'un repère d'anisotropie associé à son VER.

Le repère associé au composite tissé est noté R_{tissu} , $B_{tissu} = (\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ désignant sa base prise comme étant orthonormée directe. Comme pour la bande, la géométrie du tissu au repos est telle que sa surface moyenne peut être assimilée à un plan. Le vecteur \vec{z} est pris colinéaire à la direction orthogonale à ce plan. Le vecteur \vec{y} est pris colinéaire à la direction trame du tissu. Le vecteur \vec{x} est alors $\vec{x} = \vec{y} \wedge \vec{z}$. Ce vecteur est finalement orienté dans le sens de tissage de la chaîne. Mais il n'est pas le vecteur qui oriente la direction des fils de chaîne, dans la mesure où (les fils de) la chaîne ondule(nt). Néanmoins, par convention de langage, on dit dans la suite que le vecteur \vec{x} indique la direction de (la) chaîne, sachant que l'on définit, plus loin, un autre repère, noté $R_{chaîne}^{loc}$, dédié spécifiquement à chaque fils de chaîne.

Dans le cas de l'application traitée, la couche 3 étant incluse dans la bande, les bases B_{ref} et B_{tissu} peuvent être confondues. Ainsi, les vecteurs \vec{X} et \vec{x} sont les mêmes, et indiquent ainsi que la direction de chaîne correspond au sens de défilement de la bande.

La coïncidence des bases du tissu et de la bande se prolonge évidemment lors de l'installation de la bande (donc du tissu) sur le convoyeur. Il suffit pour cela, d'étendre la définition du repère R_{tissu} à un repère local $R_{tissu}(M)$ et en écrivant que $R_{ref}(M) = R_{tissu}(M)$. Pour positionner la base $B_{tissu}(M)$ par rapport à la base B_0 , les 3 angles d'Euler usuels, ici notés $(\psi_{tissu}(M), \theta_{tissu}(M), \varphi_{tissu}(M))$, sont nécessaires. En raison de la coïncidence des bases $B_{ref}(M)$ et $B_{tissu}(M)$, on a : $\psi_{tissu}(M) = \psi_{ref}(M)$, $\theta_{tissu}(M) = \theta_{ref}(M)$, $\varphi_{tissu}(M) = \varphi_{ref}(M)$

Comme pour le cas précédent, on sait par expérience que cette échelle est trop grossière pour amener une réponse satisfaisante au problème à résoudre. Mais, elle est devenue pertinente, si elle est couplée avec une échelle plus fine.

3.4.4 L'échelle mésoscopique

L'échelle mésoscopique est l'échelle qui permet de distinguer les différents constituants de la couche 3. On qualifie aussi cette échelle d'échelle du tissu, car elle voit les fils du tissu (mais elle ne distingue pas les fibres constituants les fils). Les longueurs caractéristiques de cette échelle sont de l'ordre du millimètre. Ainsi, par rapport à l'échelle macroscopique, les directions privilégiées du tissu sont décrites directement dans la géométrie de la bande. Les constituants du tissu (matrice, fils de chaîne, fils de trame) sont alors vus comme constitués de matière homogène. La matrice est supposée isotrope. Par contre, les fils étant constitués par des fibres continues alignées noyées dans une matrice, on retrouve la constitution des unidirectionnels classiques, pour lesquels l'usage est de les considérer orthotrope ou isotrope transverse (l'isotropie étant effective dans la section orthogonale à l'axe longitudinal des fils). Ici, on suppose l'isotropie transverse. La définition et l'évaluation des propriétés du matériau isotrope transverse des fils

nécessitent donc la définition d'un repère d'anisotropie. En réalité, les fils sont torsadés. Dans cette étude, on suppose négligeable l'effet que cela peut avoir sur la réponse de la bande et on assimile les fils à des unidirectionnels isotropes transverses.

Comme il a été mentionné auparavant, si on peut estimer que \vec{x} indique la direction de la chaîne, en revanche, du fait de l'ondulation des fils de chaîne, ce vecteur n'indique pas la direction locale de ces fils, isotrope transverse, en chaque point. Pour cette raison, un fil de chaîne étant identifié, on définit un repère local pour ce fil (Fig. 3.8). Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{chaîne}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{chaîne}^{loc}(M) = (\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{y}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{z}_{chaîne}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{chaîne}^{loc}(M) = \vec{y}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{chaîne}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{x} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{chaîne}(M) = \widehat{(\vec{x}, \vec{x}_{chaîne}^{loc}(M))}$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne du fil, en M , avec la direction orientée par \vec{x} . Ainsi, les bases $B_{chaîne}^{loc}(M)$ et B_{tissu} sont orthonormées directes. Les angles d'Euler usuels ($\psi_{chaîne}(M), \theta_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M)$) qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{chaîne}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{chaîne}(M) = \frac{\pi}{2}, \theta_{chaîne}(M) = 2\pi - \alpha_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M) = \frac{3\pi}{2}$$

Comme pour les fils de chaîne, on construit un repère local pour chaque fil de trame (Fig. 3.8). Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{trame}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{trame}^{loc}(M) = (\vec{x}_{trame}^{loc}(M), \vec{y}_{trame}^{loc}(M), \vec{z}_{trame}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{trame}^{loc}(M) = -\vec{x}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{trame}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{trame}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{y} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{trame}(M) = \widehat{(\vec{y}, \vec{x}_{trame}^{loc}(M))}$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne, en M avec la direction orientée par \vec{y} . Ainsi, les bases $B_{trame}^{loc}(M)$ et B_{tissu} sont orthonormées directes. Les angles d'Euler usuels ($\psi_{trame}(M), \theta_{trame}(M), \varphi_{trame}(M)$) qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{trame}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{trame}(M) = 0, \theta_{trame}(M) = \alpha_{trame}(M), \varphi_{trame}(M) = \frac{\pi}{2}$$

On peut noter, qu'en raison de l'isotropie transverse supposée, en fait, seuls les vecteurs $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{x}_{trame}^{loc}(M)$ sont importants. On peut également noter que les fils de trame n'ondulent pas, ce qui finalement permet d'écrire $\alpha_{trame}(M) = 0$ et ce qui permet finalement de constater que $B_{trame}^{loc}(M)$ s'obtient à partir de B_{tissu} par une rotation de $\frac{\pi}{2}$ autour de $\vec{Z}(M) = \vec{z}(M) = \vec{z}_{trame}^{loc}(M)$.

L'échelle mésoscopique permet de voir les constituants du tissu de la couche 3 qui est l'élément essentiel qui assure la tenue mécanique de la bande. La rupture de la bande est provoquée par la rupture des fils de cette couche, que cette échelle détaille. Là encore, par expérience, on sait qu'une bonne discrétisation de la bande à cette échelle conduit à un nombre de degrés de liberté incompatible avec des temps de calculs raisonnables. Mais, si elle est couplée avec une échelle plus grossière, elle devient intéressante.

3.4.5 D'autres échelles

L'échelle microscopique est l'échelle qui permet de distinguer les fibres constituant les fils de la couche 3. On qualifie aussi cette échelle d'échelle des torons. Les longueurs caractéristiques de cette échelle sont de l'ordre du micron. Si l'on se souvient que les fibres de polymère ont un diamètre de l'ordre de 10 μm , la discrétisation de la bande (ou de son VER) à cette échelle,

nécessaire à une évaluation correcte des contraintes (notamment axiales) dans ces fibres, induit un nombre de degrés de liberté trop important pour mener à bien notre étude dans des temps raisonnables. Néanmoins, des modélisations à cette échelle, qui utilisent des approches multiéchelles simplifiées (Blassiau [7]) ou non (Durville [19]), existent et donnent d'excellents résultats.

Enfin, signalons l'échelle atomique qui est le niveau d'hétérogénéité le plus fin accessible à l'heure actuelle. On y découvre la nature moléculaire de chaque constituant de la bande. A cette échelle, on se trouve alors confronté à la réalisation de calculs *ab-initio* de dynamique moléculaire. Bien que, comme son nom l'indique, les données nécessaires à cette échelle sont réduites au minimum, elle est bien entendu inenvisageable pour nous car les temps de calculs sont prohibitifs.

3.5 Description des matériaux à l'échelle de travail pour une approche multiéchelle

3.5.1 Justification du choix de plusieurs échelles de travail

Les matériaux composites, en particulier ceux à renforts textiles, sont des matériaux hétérogènes dont la structuration peut se décliner sur une vaste gamme d'échelles. Un modèle pertinent de ces matériaux doit tenir compte de leur constitution : mais cela est souvent complexe, voire impossible. S'inscrivant dans cette problématique des matériaux hétérogènes, des techniques de modélisation innovantes ont vu le jour dans les années 80 [41] [28] : les processus multiéchelles. Ces techniques, basées sur des concepts théoriques généraux, sont propices à l'utilisation du calcul numérique intensif et l'apparition conjointe des calculateurs (de plus en plus puissants) a favorisé leur développement pour les rendre désormais quasiment incontournables pour l'étude de tous types de matériaux [20] mais des matériaux composites en particulier. Une approche de ce type est donc parfaitement appropriée aux composites textiles. Elle permet de décrire la morphologie d'un tissu, ses phases constitutives et ses interfaces, tout en permettant l'acquisition de résultats fins dans des délais de temps raisonnables. Ce type d'approche numérique rend possible la prédiction de la réponse mécanique d'une structure composite et la compréhension des mécanismes et phénomènes locaux, sous différentes sollicitations.

Cette méthodologie considère classiquement 2 échelles. On choisit les échelles macroscopique et mésoscopique décrites précédemment, pour les raisons suivantes :

- il faut prévoir la rupture de la bande (la structure) : l'échelle macroscopique est bien adaptée. Cette échelle voit la structure stratifiée de la bande constituée de couches de matière continue homogène éventuellement anisotrope ;
- les phénomènes conduisant à cette rupture sont localisés dans la couche 3 de la bande : ce sont les ruptures des fils de chaîne. L'échelle microscopique est trop fine. L'échelle mésoscopique semble bien adaptée : elle est donc choisie. Cette échelle voit l'architecture, supposée constituée de matière continue homogène éventuellement anisotrope, du tissu.

Le choix de ces 2 échelles induit la donnée de propriétés matériaux adaptées.

L'échelle mésoscopique voit la couche 3 comme un entrelacement de fils de chaîne et de fils de trame noyés dans une matrice PVC, supposée être de la matière continue homogène isotrope. Les fils de chaîne et ceux de trame sont vus quant à eux, comme constitués de matière continue homogène anisotrope. La donnée des propriétés des fils et de la matrice à cette échelle est donc nécessaire. L'échelle macroscopique voit les couches 1, 2, 4 et 5 comme étant constituées soit d'élastomère, soit de PVC massif, matières modélisées à cette échelle comme de la matière

continue homogène isotrope. La donnée des propriétés de ces matériaux à cette échelle est donc nécessaire. L'échelle macroscopique voit aussi la couche 3 comme étant constituée de matière continue homogène (anisotrope). La donnée des propriétés de cette matière résultera de l'étude à l'échelle mésoscopique.

Rappelons que l'objectif industriel final à atteindre est la prévision de la rupture d'une bande sous des conditions de sollicitations qui schématisent son environnement de fonctionnement, et notamment :

- l'impact par des roches ;
- le passage cyclique sur les tambours ;
- le passage cyclique sur les transitions d'auge.

Il est aussi que les modélisations développées deviennent des outils qui soient suffisamment généraux afin de permettre au préalable de réaliser le design d'architectures de tissage, de les classer en fonction d'un critère identifié et d'en faire un choix raisonné. Rappelons également que ce travail entre dans un projet global à long terme (la deuxième thèse d'une série de 3) et qu'il est un pas supplémentaire vers la résolution du problème industriel final. C'est la raison pour laquelle des choses construites dans ce travail, pour le projet dans son ensemble, n'y sont parfois pas utilisées. C'est le cas, par exemple, de l'identification du comportement du matériau élastomère :

- ce comportement intervient dans les calculs relatifs à l'impact de roches qui doivent être faits en incluant les couches d'élastomère susceptibles de modifier significativement l'apparition de coupures de fils : mais, ce cas de calcul n'est pas traité ici ;
- ce comportement intervient dans les calculs relatifs au passage sur les tambours et sur les transitions d'auge : bien que ces cas de chargements sont considérés ici, ils le sont, non pas sur la bande, mais uniquement sur le tissu (les couches d'élastomères n'ayant, en première approximation, aucun rôle mécanique significatif).

Malgré cela, on fait maintenant le bilan complet de tous les matériaux nécessaires à tous les calculs : la totalité des propriétés des matériaux constitutifs de la bande est connue. Elles ont été déterminées soit par voie expérimentale, soit par une approche numérique inverse lorsque leur accès expérimental était difficile. Leurs valeurs ainsi que leur justification sont disponibles soit dans le travail expérimental de Piezel [35], soit dans l'étude expérimentale ou celle numérique réalisées ici (et décrites dans la suite du document). On en dresse à la suite la synthèse complète, en se limitant aux parties élastiques linéaires de ces comportements parfois non-linéaires.

3.5.2 L'élastomère pour l'échelle macroscopique

Les propriétés mécaniques de l'élastomère (isotrope) ont été identifiées avec 2 types d'essais mécaniques : essais de compression uniaxiale et essai œdométrique. Le comportement est révélé comme étant hyperélastique incompressible pour lequel la partie linéaire est caractérisée par un module d'Young faible et un coefficient de Poisson proche de 0.5 (Tab. 3.2).

3.5.3 Le PVC pour les échelles macroscopique et mésoscopique

Des essais de traction sur deux PVC ont été conduits durant la thèse de Piezel [35]. Les essais de traction sur éprouvettes lisses ont permis de révéler des comportements non-linéaires assez semblables pour les deux PVC. La partie linéaire de ces comportements supposés isotropes révèle un faible module d'Young (Tab. 3.3). Mais, on verra que la discrétisation de la cellule représentative du VER du tissu est soumise à un défaut qui a tendance à diminuer la fraction

volumique de fils au profit de la fraction volumique de la matrice. Pour corriger cela, les propriétés du PVC utilisé comme matrice de la couche 3 ont été artificiellement (mais de manière cohérente) modifiées via une approche inverse (Tab. 3.4). Donc, on distingue le PVC lorsqu'il est le matériau des couches 2 et 4, et celui de la matrice de la couche 3.

3.5.4 Les fils de chaîne et de trame pour l'échelle mésoscopique

Les essais de traction axiale monotone réalisés sur les fils composant la chaîne et la trame du tissu ont mis en évidence un comportement non-linéaire. La rigidité axiale des fils, qui est aisément accessible expérimentalement, est plus importante pour les fils de chaîne que pour les fils de trame. Les coefficients de Poisson, quant à eux, sont plus difficiles à déterminer en raison du caractère fibreux des fils. En raison de cette constitution particulière, ils sont supposés être isotrope transverse, l'isotropie étant effective autour de leur axe longitudinal. On définit ainsi pour un fil (indistinctement du fait qu'il soit de chaîne ou de trame), un repère d'anisotropie R_{fil} dont la base $B_{fil} = (\vec{x}_1^{fil}, \vec{x}_2^{fil}, \vec{x}_3^{fil})$ est telle que l'axe du fil est orienté par le vecteur \vec{x}_1^{fil} , les deux autres vecteurs étant contenus dans la section droite courante. Dans ce repère, le tenseur de souplesse est noté, sous la forme de Voigt :

$$S_{fil} = \begin{pmatrix} 1/E_1^{fil} & -\nu_{12}^{fil}/E_1^{fil} & -\nu_{12}^{fil}/E_1^{fil} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{12}^{fil}/E_1^{fil} & 1/E_2^{fil} & -\nu_{23}^{fil}/E_2^{fil} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{12}^{fil}/E_1^{fil} & -\nu_{23}^{fil}/E_2^{fil} & 1/E_2^{fil} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(1 + \nu_{23}^{fil})/E_2^{fil} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{12}^{fil} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{12}^{fil} \end{pmatrix}$$

Les tableaux (Tab. 3.5) et (Tab. 3.6) donnent des grandeurs caractéristiques pour les fils de chaîne et de trame. Les tableaux (Tab. 3.7) et (Tab. 3.8) donnent les coefficients du tenseur des souplesse pour les fils de chaîne et de trame.

3.5.5 Le composite tissé étudié à l'échelle mésoscopique

Le tissage du cœur de la bande (couche 3) est de type angle interlock 2,5D (Fig. 3.5). Cette couche est modélisée avec :

- un renfort dans le sens trame : la trame elle-même, constituée de 4 couches de fils en PA66 ;
- un renfort dans le sens chaîne : la chaîne elle-même, qui ondule, constituée 3 nappes de fils de PET.

La présentation du motif architectural du tissage permet par la suite d'identifier son motif de répétition et de définir ainsi la cellule de base périodique du Volume Élémentaire Représentatif (VER) du tissu.

Pour réaliser cette présentation, des analyses par moyens optiques (photographie, microscopie) et des schématisations sont nécessaires :

- la figure (Fig. 3.9) présente une prise de vue du dessus de la préforme tissée, qui évoque un motif tissu satin de 4 (Fig. 3.10) ;
- la figure (Fig. 3.11) présente une coupe longitudinale du tissu dans le plan ($WaZ - 1$). La visualisation du contenu de cette section montre qu'un fil de chaîne intercepte les fils de trame sur 3 plans consécutifs. Evidemment les autres coupes (4 au total) ont été aussi réalisées. Elles permettent de construire les 4 plans verticaux successifs de fils de chaîne qui, par répétition, donnent la période du tissu dans le sens trame.

A partir des observations précédentes, un schéma simplifié de l'architecture du composite tissé (Fig. 3.12) a été mis en place afin de faciliter l'identification du motif de répétition du tissu. Celui-ci montre les 4 plans verticaux consécutifs du tissu (les fils trame de coton ne sont pas pris en compte dans ce schéma). Les fils de chaîne dans un plan vertical se décalent de 4 plans de fils de trame dans la direction de chaîne. Le motif de répétition du tissu est donc constitué de 4 plans horizontaux de fils de trame et de 4 plans verticaux de fils de trame (Fig. 3.13).

En se référant à la nomenclature du codage matriciel selon la méthode de Lomov *et al.* [27], la description complète du tissu est donnée par la matrice (Fig. 3.14).

L'objectif industriel final à atteindre est la prévision de la rupture d'une bande, sachant que les phénomènes conduisant à cette rupture sont essentiellement dus à la rupture des fils de chaîne du tissu de la bande. Alors, basé sur des observations faites sur une bande endommagée qui identifient clairement le lieu des coupures, les investigations numériques à l'échelle mésoscopique vont chercher, dans un premier temps, à expliquer l'apparition des coupures en ces lieux. Dans un second temps, elles vont chercher à expliquer le scénario de l'enchaînement des coupures menant à la ruine du tissu (donc, de la bande). Comme conséquence directe de ces investigations, la nocivité des coupures des fils de chaîne sur certaines des propriétés macroscopiques du tissu est quantifiée. Egalement, l'explication des lieux d'apparition des coupures va permettre la construction de grandeurs qui pourront être utilisées pour classer les architectures selon des critères choisis. Ces grandeurs aideront ainsi à la conception de ces architectures, en permettant de répondre, par exemple, à des questions du type :

- pour une même fraction volumique de fils de chaîne, vaut-il mieux utiliser des fils de faible ou de forte section ?
- est-il préférable que les ondulations des fils de chaîne soient proches ou non de l'horizontale ?
En d'autres termes, est-il préférable que le tissu soit de type angle ou orthogonal ?

Evidemment, la réponse à ces questions est conditionnée par la définition d'un cahier des charges préalablement établi pour la bande qui contient le tissu considéré.

Pour la réalisation technique de tout cela, les Eléments Finis sont utilisés :

- la discrétisation du tissu est faite de manière à favoriser une analyse pertinente des résultats et notamment des contraintes axiales locales dans les fils de chaîne ;
- le calcul initialise et réactualise les repères locaux des fils ;
- le calcul coupe les fils de chaîne ;
- l'impact des coupures est quantifié sur les propriétés macroscopique du tissu.

Au préalable de tout cela, une campagne expérimentale tire de ses observations et de ses mesures tous les ingrédients nécessaires à l'établissement d'une modélisation au plus proche de la réalité.

Type d'identification	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson
Expérimentale	7	0.49934
Approche numérique inverse		
Utilisation dans les calculs	7	0.49934

TABLE 3.2 – Propriétés mécaniques de l'élastomère élastique linéaire isotrope.

Type d'identification	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson
Expérimentale [35]	10	
Approche numérique inverse		0.4
Utilisation dans les calculs	10	0.4

TABLE 3.3 – Propriétés mécaniques du PVC élastique linéaire isotrope utilisé pour les couches 2 et 4.

Type d'identification	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson
Expérimentale [35]	10	
Approche numérique inverse	150	0.4
Utilisation dans les calculs	150	0.4

TABLE 3.4 – Propriétés mécaniques du PVC élastique linéaire isotrope utilisé pour la matrice de la couche 3 (le tissu).

Fil	Nombre de filaments	Nombre de fibres par filament	Titre (dtex)	Section (mm ²)	Twist (tours/min)
Chaîne PET	6	192	2200 × 6	≈ 1.5	55
Trame PA66	10		1100 × 10	≈ 1.0	50
Coton	2		1400 × 2		

TABLE 3.5 – Constitution des fils du tissu et propriétés diverses. Données fournies par l'industriel.

Fil	Force à rupture (N)	Déformation à rupture (%)	Contrainte à rupture (MPa)
Chaîne	940	15	625 / 650 (*)
Trame	333	21	333 / 350 (*)

TABLE 3.6 – Propriétés des fils du tissu. Données fournies par l'industriel. (*) Valeurs expérimentales obtenues par Piezel [35].

Type d'identification	E_1^{fil} (MPa)	E_2^{fil} (MPa)	ν_{12}^{fil}	ν_{23}^{fil}	G_{12}^{fil} (MPa)
Expérimentale (*)	7900				
Approche numérique inverse		79	0.1	0.05	3000
Utilisation dans les calculs	7900	79	0.1	0.05	3000

TABLE 3.7 – Propriétés mécaniques des fils de chaîne élastiques linéaires isotropes transverses. (*) Obtenue par Piezel [35].

Type d'identification	E_1^{fil} (MPa)	E_2^{fil} (MPa)	ν_{12}^{fil}	ν_{23}^{fil}	G_{12}^{fil} (MPa)
Expérimentale (*)	2300				
Approche numérique inverse		23	0.1	0.05	1000
Utilisation dans les calculs	2300	23	0.1	0.05	1000

TABLE 3.8 – Propriétés mécaniques des fils de trame élastiques linéaires isotropes transverses. (*) Obtenue par Piezel [35]).

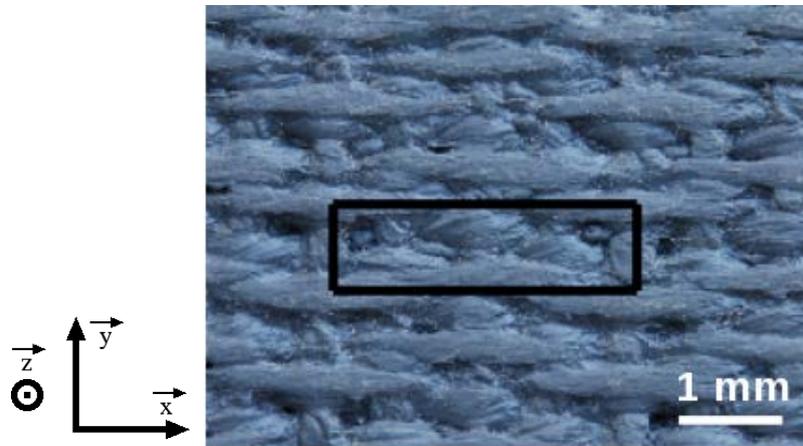


FIGURE 3.9 – Photo du tissu de la bande. Vue de dessus.

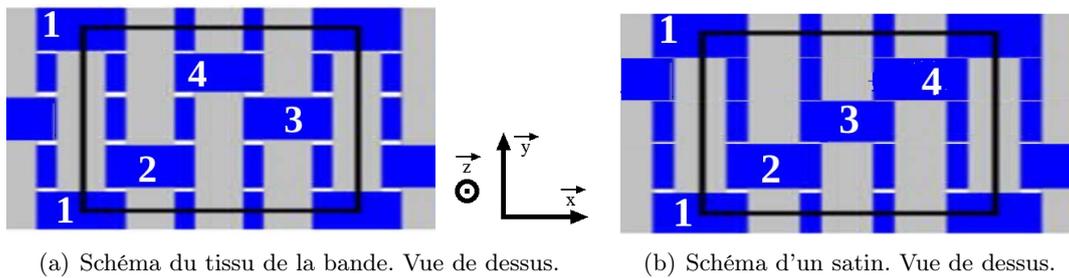
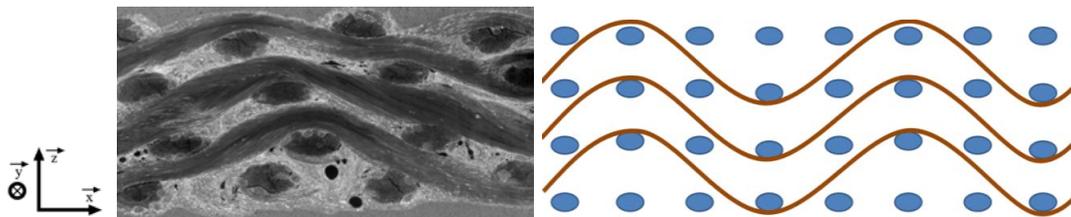


FIGURE 3.10 – Schéma du tissu de la bande.

FIGURE 3.11 – Coupe longitudinale du tissu de la bande dans le plan $(W, z - 1)$ et sa schématisation.

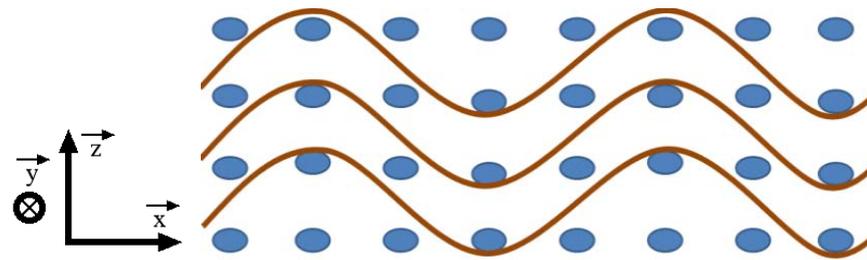
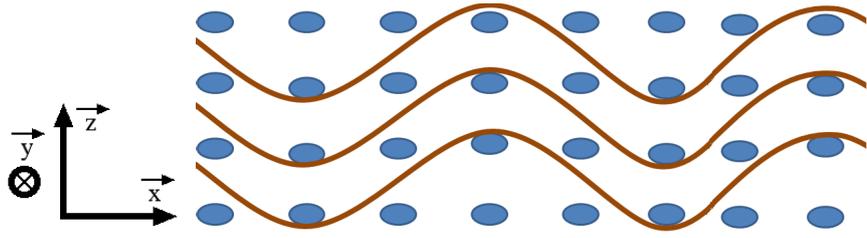
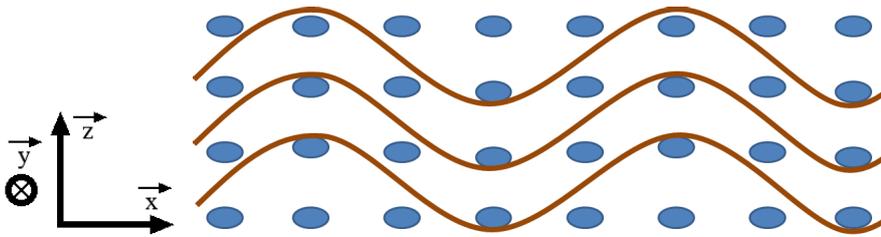
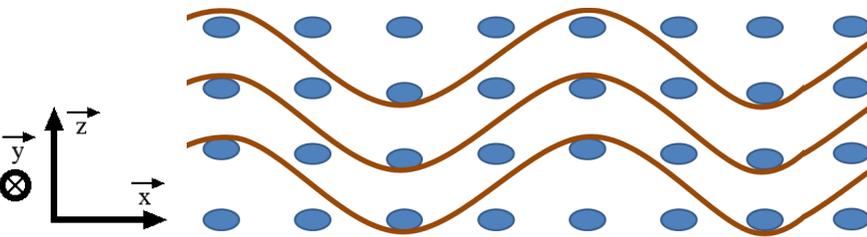
(a) Plan 1 de la section longitudinale du tissu, i.e., plan $(WeZ - 1)$.(b) Plan 2 de la section longitudinale du tissu, i.e., plan $(WeZ - 2)$.(c) Plan 3 de la section longitudinale du tissu, i.e., plan $(WeZ - 3)$.(d) Plan 4 de la section longitudinale du tissu, i.e., plan $(WeZ - 4)$.

FIGURE 3.12 – Schématisation des différentes sections longitudinales du tissu.

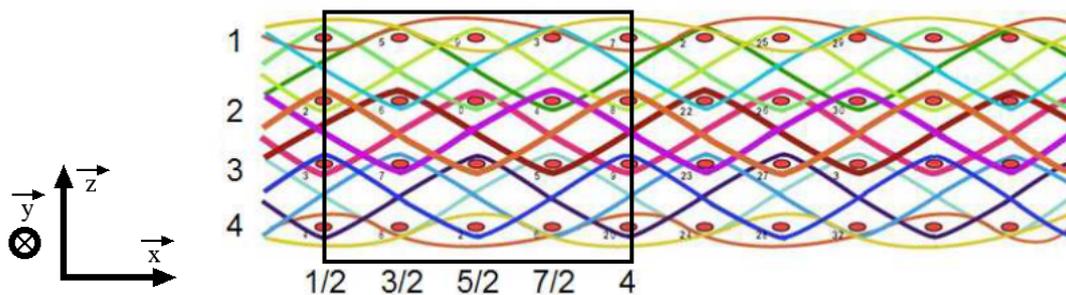
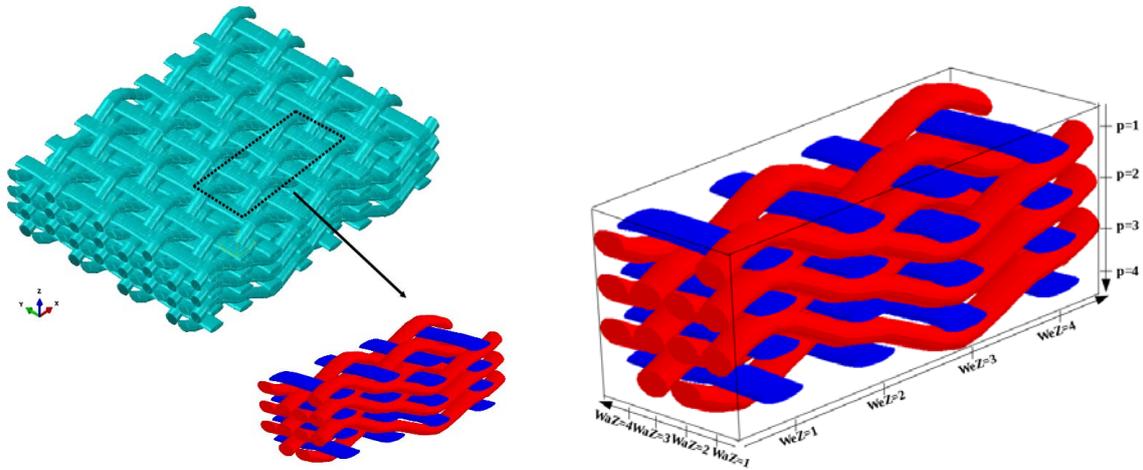
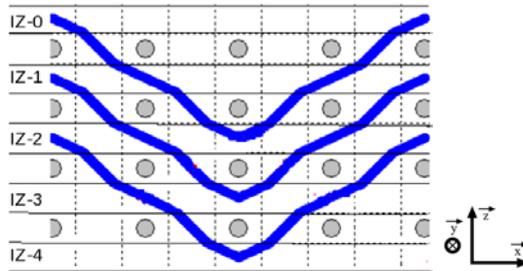


FIGURE 3.13 – Superposition des différentes sections longitudinales du tissu.

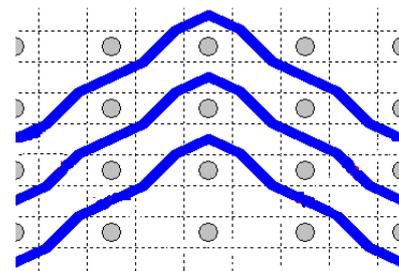


(a) Motif périodique du tissu.

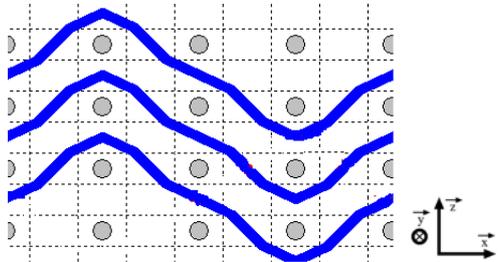
(b) Zones de chaîne, de trame et interzones.



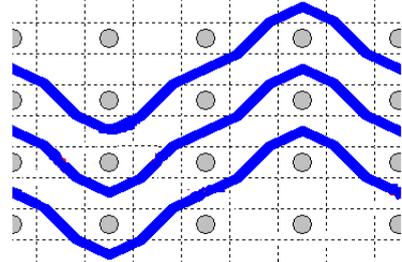
(c) Plan de chaîne ($WaZ - 1$).



(d) Plan de chaîne ($WaZ - 2$).



(e) Plan de chaîne ($WaZ - 3$).



(f) Plan de chaîne ($WaZ - 4$).

		Warp											
		1-1	1-2	1-3	2-1	2-2	2-3	3-1	3-2	3-3	4-1	4-2	4-3
Weft	1	0	1	2	2	3	4	1	2	3	3	2	1
	2	1	2	3	1	2	3	0	1	2	4	3	2
	3	2	3	4	0	1	2	1	2	3	3	2	1
	4	1	2	3	1	2	3	2	3	4	2	1	0

(g) Matrice de codage.

FIGURE 3.14 – Codage du motif périodique du tissu de la couche 3 selon la méthode de Lomov *et al.* [27].

Deuxième partie

**PARTIE 2 : ETUDE
EXPERIMENTALE**

Chapitre 4

Caractérisation mécanique de la bande à l'échelle macroscopique

Ce chapitre résume les différents essais mécaniques réalisés sur la bande, c'est à dire à l'échelle macroscopique. Ils regroupent les résultats obtenus à la suite d'un chargement en traction monotone uniaxiale selon ses axes principaux (chaîne et trame). Le comportement du matériau stratifié est ensuite étudié lors d'une sollicitation en traction cyclique monotone. De plus, des essais de traction sont réalisés après cyclage de la bande afin de détecter une éventuelle chute de la contrainte à rupture Σ_r .

Sommaire

4.1	Objectifs	74
4.2	Essais de traction uniaxiale sur la bande	74
4.2.1	Procédure expérimentale	74
4.2.2	Courbe de traction conventionnelle	76
4.2.3	Etude de la dispersion expérimentale	76
4.2.4	Module tangent	76
4.2.5	Contraction transversale de la bande / coefficient de Poisson	80
4.3	Essais de traction cyclique sur la bande	80
4.3.1	Procédure expérimentale	80
4.3.2	Courbe de traction cyclique conventionnelle : boucle d'hystérésis et déformation rémanente	81
4.3.3	Cumul et stabilisation de la déformation rémanente	81
4.4	Essais de traction à rupture après cyclage de la bande	84
4.4.1	Procédure expérimentale	84
4.4.2	Courbes de traction cyclique / monotone	84
4.4.3	Evolution de la contrainte à rupture après cyclage	84
4.5	Synthèse	88

4.1 Objectifs

Une étude approfondie du comportement mécanique de la bande et de ses matériaux constitutifs a été réalisée dans la thèse de Piezel [35]. Cette étude s'inscrit dans l'optique de modéliser le comportement mécanique de la bande soumise aux différentes sollicitations imposées par le convoyeur. Tout d'abord, le comportement mécanique à l'échelle macroscopique de la bande, c'est à dire à l'échelle de la structure a été étudié. A cette échelle, la bande est considérée comme étant un matériau homogène et la contribution de la microstructure dans le comportement global n'est pas prise en compte.

De nombreux essais mécaniques ont été menés afin de caractériser le comportement mécanique de la bande. Tout d'abord, des essais de traction monotone uniaxiale selon les deux axes principaux (directions longitudinale et transversale de la bande) ont été effectués. Pour simuler la fatigue de la bande en service, des essais de traction cyclique uniaxiale à force imposée ont été réalisées suivant les 2 directions du tissu. Le cyclage de la bande sera suivi par un essai de traction uniaxiale monotone. Ce dernier a pour objectif de détecter d'éventuelles modifications des propriétés mécaniques du matériau, plus précisément une diminution de la contrainte à rupture. Ce phénomène a été observé prématurément sur des bandes transporteuses après une certaine durée d'utilisation.

Remarque : Pour rappel, les directions chaîne et trame correspondent respectivement aux directions longitudinale (de défilement) et transversale de la bande.

4.2 Essais de traction uniaxiale sur la bande

4.2.1 Procédure expérimentale

Des essais de traction monotone ont été menés, au sein du Centre des Matériaux, sur des éprouvettes lisses obtenues à partir du matériau. Elles ont été prélevées par découpe au jet d'eau sur des plaques planes de la bande dans les sens chaîne et trame du renfort. Ce procédé utilise un jet d'eau sous très haute pression (entre 3400 et 3800 bars) pour découper la matière. La géométrie des éprouvettes, du type haltère à bords droits, est présentée dans la figure 4.1. La longueur de la zone utile est de 40 mm et sa largeur est de 25 mm. La machine d'essai utilisée pour l'ensemble des essais de traction est du type servo-hydraulique. La mesure de la déformation de la zone utile est assurée par un extensomètre. Ce dernier ayant une base de mesure 22.7 mm, est placé sur l'éprouvette de traction dans la direction longitudinale. Les éprouvettes haltères sont fixées sur la machine à l'aide de mors de serrage hydraulique (Fig. 4.2) et étirées jusqu'à la rupture. Une vitesse de déplacement de traverse de 100 mm/min a été imposée. Cette vitesse correspond à celle du vérin mesurée à l'aide d'un capteur LVDT. Elle est égale à la vitesse préconisée par la norme ISO 283 :2007 utilisée pour la mesure de la résistance à la traction des bandes transporteuses par les industriels. Pour s'assurer de la reproductibilité des essais et évaluer leur incertitude, les essais sont réalisés 4 fois pour chaque direction du matériau, soit en tout 8 essais.

Afin de déterminer la contraction transversale du stratifié, ces essais ont été complétés par d'autres essais de traction monotone mesurant cette fois la déformation transverse de l'éprouvette. Les mesures ont été effectuées au moyen de deux extensomètres à tige dont les bases de mesure sont respectivement égales à 22.7 mm dans la direction longitudinale et 25.43 mm dans la direction trame. Chaque type d'essai - pour une direction donnée - est répété 2 fois.

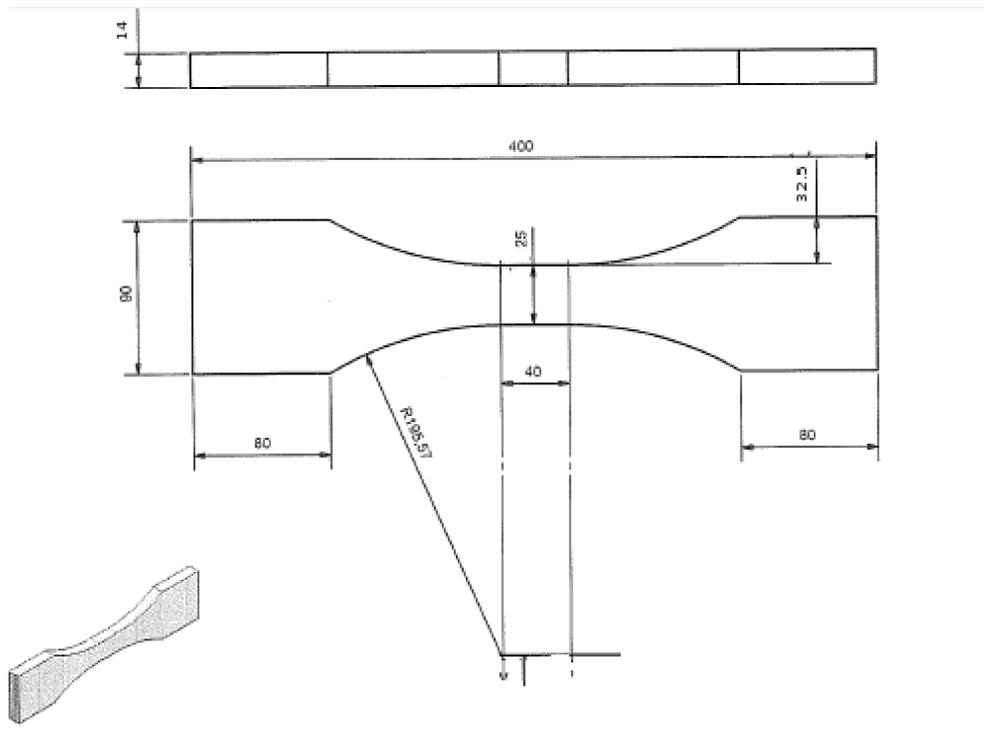


FIGURE 4.1 – Schéma d'une éprouvette de traction prélevée sur la bande.

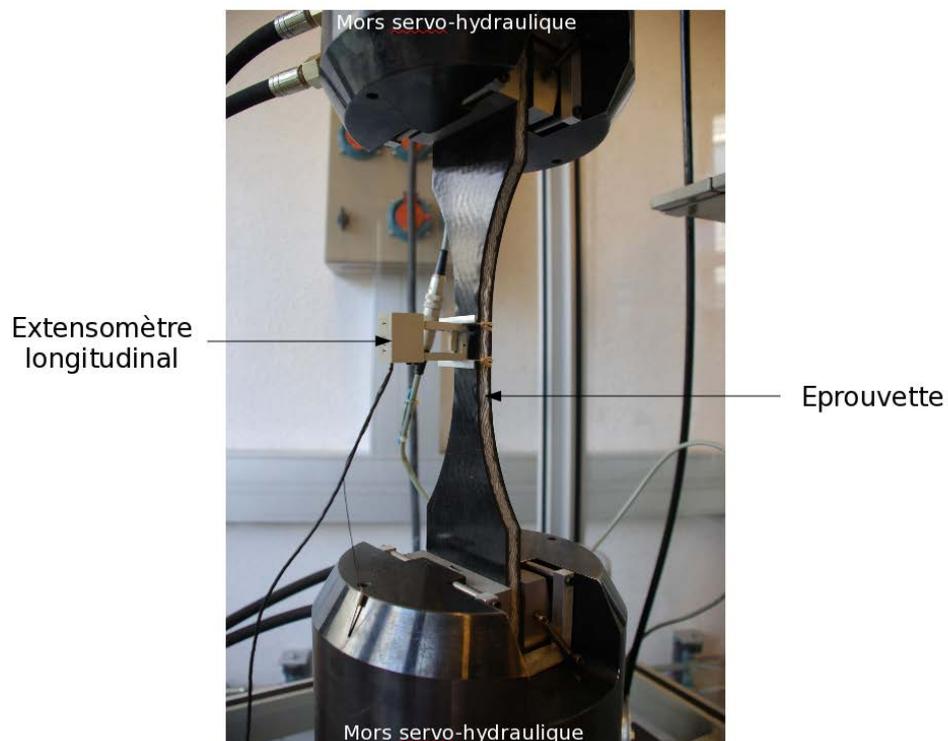


FIGURE 4.2 – Mors de serrage de la machine de traction utilisés pour les essais sur la bande.

4.2.2 Courbe de traction conventionnelle

Les courbes de traction uniaxiale dans les directions chaîne et trame sont représentées sur la figure 4.3. Les courbes conventionnelles illustrent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale. Par définition, la contrainte nominale est définie par le rapport ($\Sigma_{XX} = \frac{F}{S_0}$), avec F le module de la force appliquée et S_0 la valeur de la section initiale égale à 500 mm^2 . La déformation nominale, quant à elle, est définie par l'expression ($E_{XX} = \frac{\Delta l}{L_0}$), avec Δl l'allongement de l'éprouvette et L_0 la base de mesure de l'extensomètre. Les 2 courbes mettent en évidence le comportement non linéaire de la bande. Elles font apparaître une partie linéaire suivie d'une partie non linéaire avec 2 changements consécutifs de concavité. Les courbes tendent à adopter une allure générale similaire pour les 2 directions du renfort tissé. La première zone décrit le comportement quasi-linéaire de la bande. Elle s'étend de 0 à 0.02 de déformation dans le sens chaîne et de 0 à 0.012 dans la direction trame. Le module initial est déterminé à partir de cette zone élastique. La rigidité de la bande dans la direction chaîne est nettement supérieure à celle mesurée dans le sens trame, indiquant le caractère anisotrope du matériau. Le module de Young dans la direction chaîne est de 1100 MPa et de 160 MPa dans la direction trame. L'aspect anisotrope du matériau constitue l'une des caractéristiques fondamentales des matériaux composites. Elle peut s'expliquer par l'arrangement non symétrique des fils du renfort dans les 2 directions principales et d'autre part, par des différences de composition et de rigidité entre les fibres de PET et PA66 constituant le renfort tissé (voir Chapitre 2). Au delà de cette première zone, le stratifié présente un comportement non linéaire.

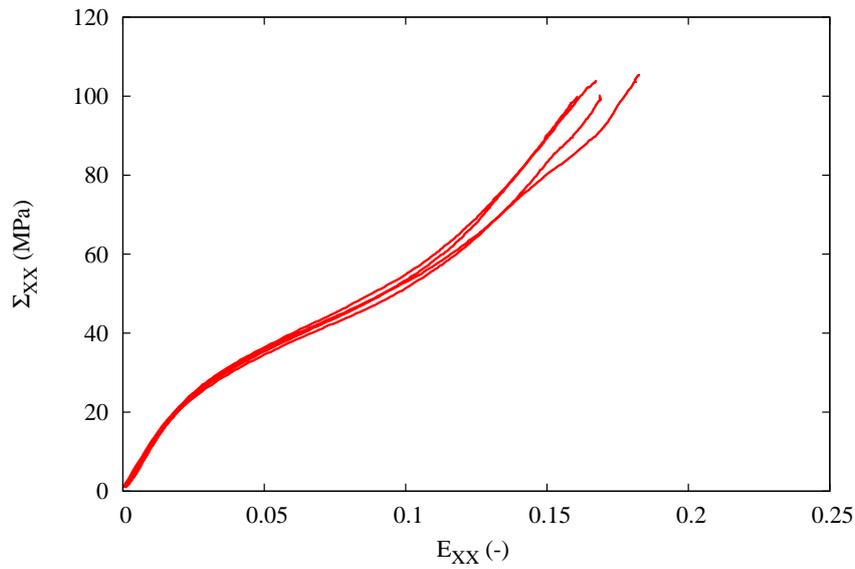
Entre 0.02 et 0.06 de déformation dans le sens chaîne et entre 0.12 et 0.15 de déformation sens trame, les deux courbes présentent une concavité vers le bas se traduisant par une diminution du module tangent. Au delà de la zone de déformation, les courbes changent de concavité. Elles sont désormais tournées vers le haut indiquant une rigidification de la bande. Ce comportement non linéaire provient de l'embuvage du tissu et la compression transverse des fils. En effet, lors de la déformation du stratifié, les mèches vont se redresser et l'ondulation des fils diminuer. A une certaine déformation, la géométrie se stabilise et la compression entre les fils de trame et les fils de chaîne devient difficile, ce qui explique la rigidification constatée du matériau. Ce dernier phénomène structural conduit à la rupture finale du matériau, qui se produit sans striction. Elle survient de manière brutale. Donc, la contrainte à rupture Σ_R est obtenue avec un chargement (de la bande) supposé uniaxial en contrainte ($\Sigma_{YY} = \Sigma_{ZZ} = 0$). Les contraintes Σ_R et les déformations à rupture E_R sont respectivement de 100 MPa et de 0.17 dans la direction chaîne et de 40 MPa et 0.22 dans la direction trame ce qui traduit là encore la forte anisotropie de la bande. Ces paramètres de rupture sont conformes aux valeurs de résistance à rupture fournies par Cobra.

4.2.3 Etude de la dispersion expérimentale

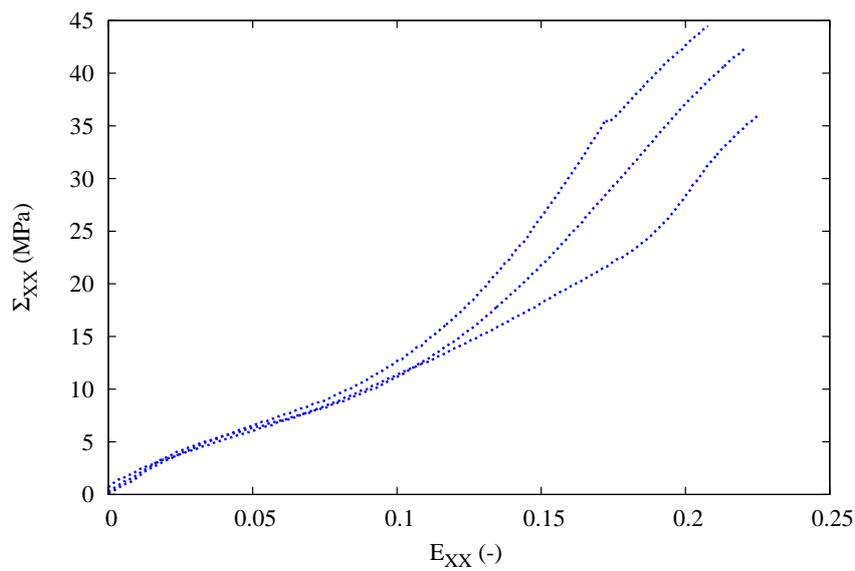
La superposition des essais met en évidence des dispersions. La figure 4.3 révèle une dispersion significative dans la zone de rigidification. Celle-ci est plus prononcée dans la direction trame que dans la direction chaîne du matériau. Les valeurs de E_R sont différentes pour les deux essais. Ces valeurs varient de 0.16 à 0.18 dans la direction chaîne et de 0.21 à 0.22 dans la direction trame. On observe également que la dispersion de Σ_R est faible dans le sens chaîne. Cependant, cette dernière s'avère plus importante dans le sens trame de la bande (de l'ordre de 25 %).

4.2.4 Module tangent

Le module tangent est la pente de la courbe en un point donné. Ce module a été déterminé pour les 3 zones caractérisant le comportement non linéaire de la bande. Le tableau 4.1 regroupe



(a) Direction chaîne

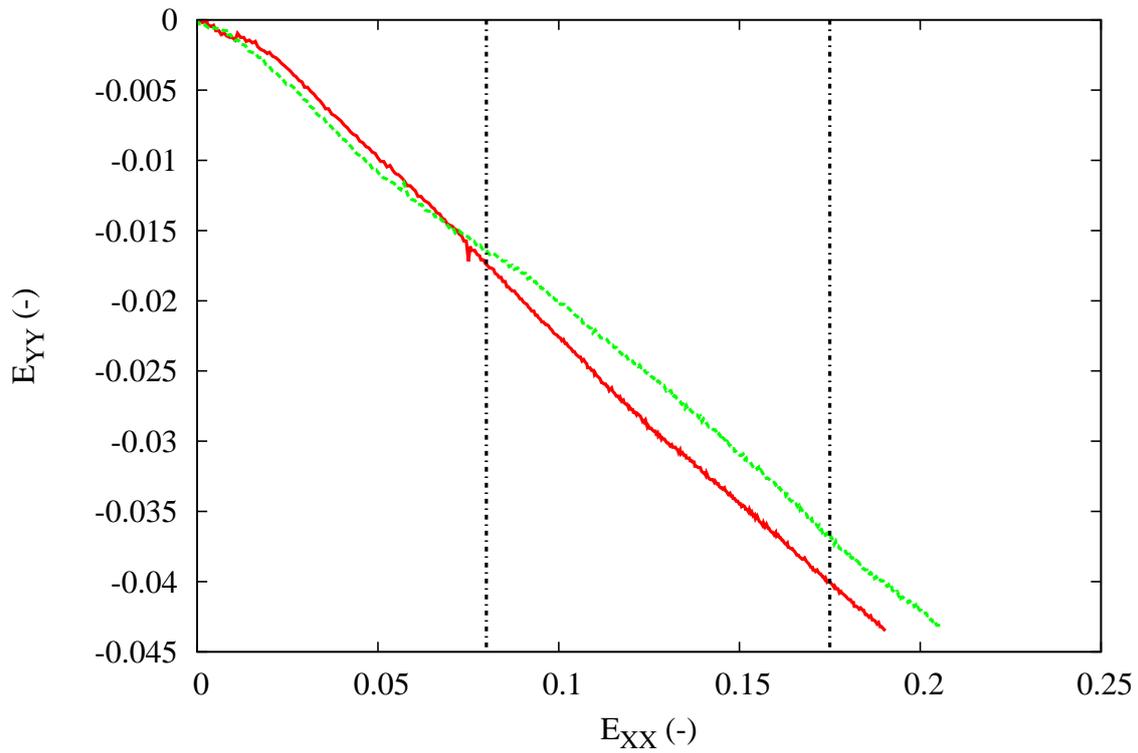


(b) Direction trame

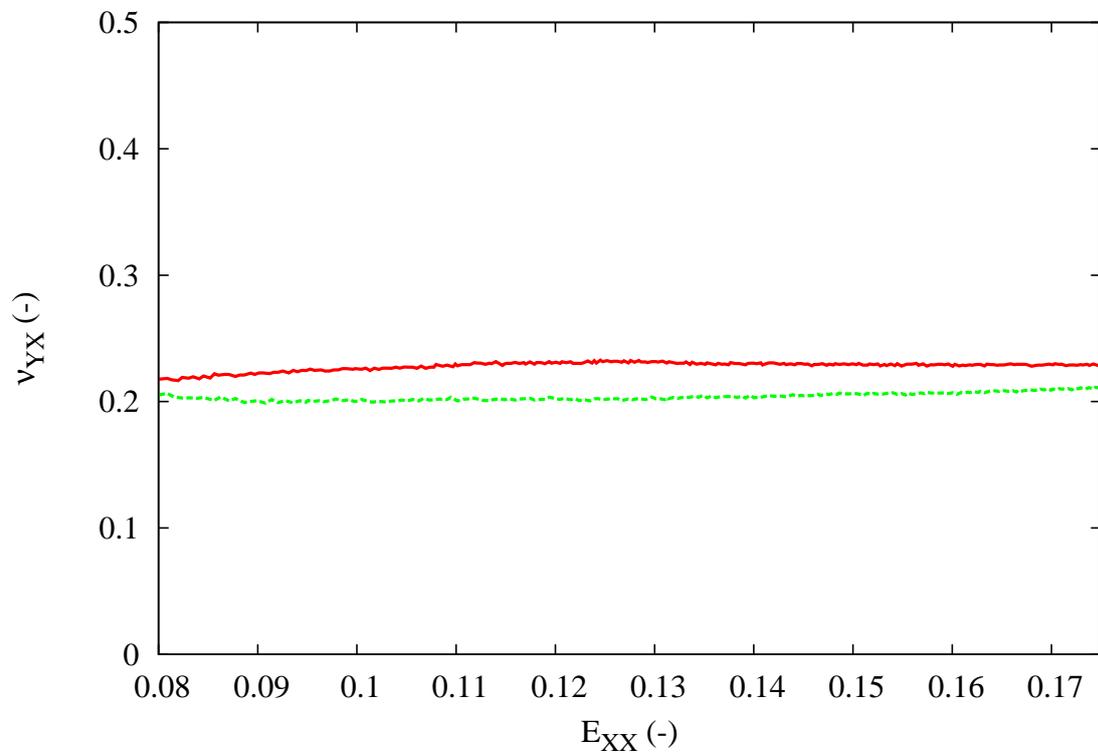
FIGURE 4.3 – Essais de traction monotone uniaxiale selon les axes principaux - chaîne et trame - de la bande.

Fil	Module initial (MPa)	Module minimal (MPa)	Module de rhéodurcissement (MPa)	Module stabilisé (MPa)
chaîne	1100	300	800	1800
trame	170	80	350	350

TABLE 4.1 – Modules tangents des courbes de traction.

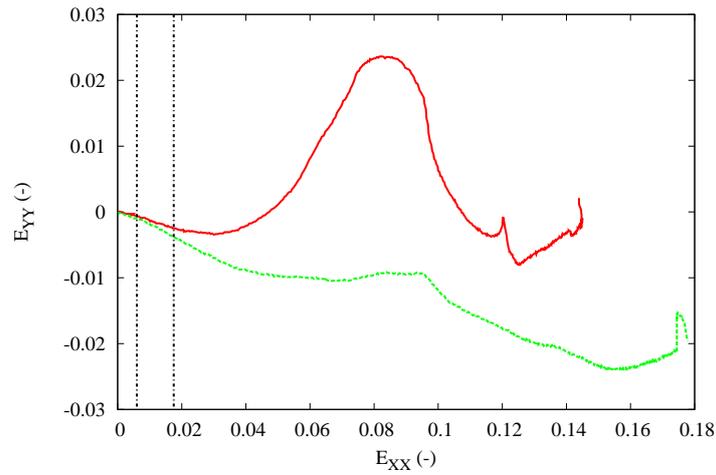


(a) Evolution de la déformation transverse avec la déformation longitudinale

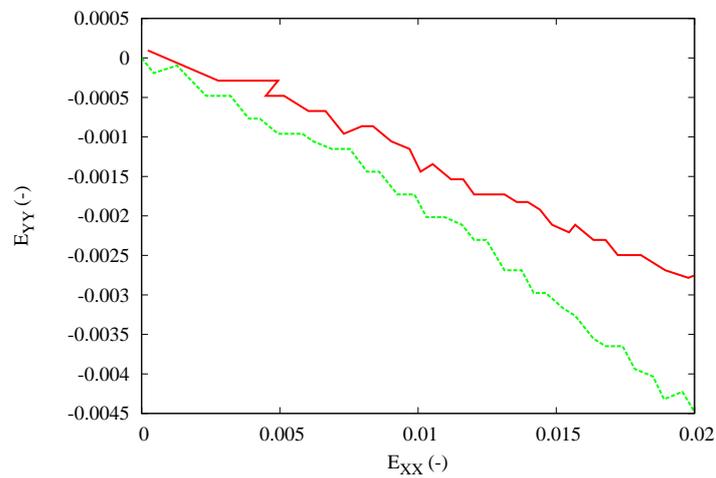


(b) Evolution des coefficients de Poisson avec la déformation longitudinale

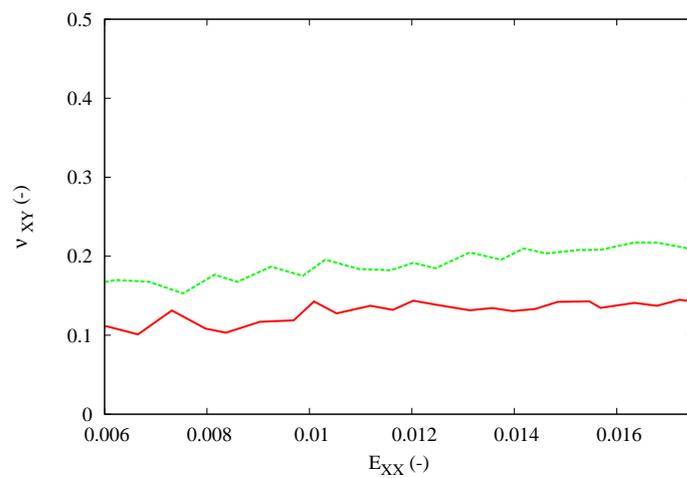
FIGURE 4.4 – Contraction transversale de la bande lors d'un essai de traction monotone - sens trame.



(a) Evolution de la déformation transverse avec la déformation longitudinale.



(b) Zoom sur la zone isolée par deux traits discontinus.



(c) Evolution des coefficients de Poisson avec la déformation longitudinale.

FIGURE 4.5 – Contraction transversale de la bande lors d'un essai de traction monotone - sens chaîne.

les valeurs obtenues pour ce paramètre dans les différentes zones citées.

4.2.5 Contraction transversale de la bande / coefficient de Poisson

Les courbes des figures 4.4a et 4.5a représentent l'évolution de la déformation nominale transversale en fonction de la déformation nominale longitudinale pour les essais réalisés dans les directions chaîne et trame du renfort tissé. L'allure générale des courbes de traction uniaxiale diffère selon la direction de traction. Dans le cas des essais réalisés suivant la direction trame, la courbe présente une monotonie décroissante avec une évolution linéaire. Le coefficient de Poisson (Fig. 4.4b) relie les 2 déformations par la relation suivante $\nu_{YX} = -\frac{E_{XX}}{E_{YY}}$, avec E_{YY} la déformation dans la direction trame et E_{XX} la déformation dans la direction chaîne. Ainsi, ce coefficient sera obtenu par la mesure de la pente à l'origine de cette courbe linéaire. Sur les deux essais effectués, les valeurs obtenues sont égales à 0.24 et 0.21. La dispersion entre les deux essais du même type est relativement faible.

Par contre, les deux autres essais réalisés dans la direction chaîne ne sont ni monotones ni linéaires (Fig. 4.5a). La déformation transversale n'est pas proportionnelle à la déformation longitudinale. On constate une forte dispersion des résultats entre les deux essais. Pour le premier essai, la déformation transversale atteint une valeur positive à partir de 5 % de la déformation longitudinale. Piezel [35] explique cet effet par la présence de fils à l'extérieur du bord droit de l'éprouvette. Ces fils perturbent la mesure de la déformation transverse par l'extensomètre. Pour y remédier, les parties linéaires du graphe sont isolées avec deux traits verticaux discontinus. Un zoom sur cette zone isolée est représenté dans la figure 4.5b. En calculant cette fois le rapport $-\frac{E_{YY}}{E_{XX}}$, nous obtenons la courbe représentant l'évolution du coefficient de Poisson ν_{XY} avec la déformation longitudinale (Fig. 4.5c). La dispersion des courbes est peu importante avec un coefficient de Poisson ν_{XY} valant respectivement 0.17 et 0.2 pour les 2 essais.

4.3 Essais de traction cyclique sur la bande

4.3.1 Procédure expérimentale

Jusqu'ici, les essais de traction uniaxiale réalisés avec un chargement monotone croissant ont permis de déterminer les modules de Young et les contraintes à rupture de la bande suivant les deux axes principaux. Or, cette étude expérimentale a été initiée dans le but d'identifier la chute des performances mécaniques du matériau après un chargement cyclique appliqué au préalable. Rappelons qu'en effectuant un essai de traction à la rupture sur un échantillon prélevé de la partie centrale d'une bande endommagée en service, l'industriel a pu constater une diminution de Σ_R qui atteint les 35 %. Afin de détecter en laboratoire une éventuelle diminution de la contrainte à rupture, Piezel [35] a réalisé une campagne d'essais de traction uniaxiale après un cyclage du matériau. Nous en avons repris les résultats essentiels et proposons d'exploiter certains nouveaux aspects de cette base de données expérimentales.

Tout d'abord, plusieurs essais de traction cyclique, à force imposée, ont été réalisés dans les sens chaîne et trame de la bande. Les éprouvettes utilisées sont identiques à celles utilisées pour les essais de traction uniaxiale sans cyclage. Plusieurs niveaux de contrainte maximale Σ_{XX}^{max} allant de 10 % à 75 % de Σ_R ont été testés. Dans la direction chaîne, les contraintes maximales sont de 10, 30, 50, 60 et 75 MPa, et dans la direction trame, elles sont de 4, 12, 20, 24, et 30 MPa. Ces différentes valeurs correspondent à 10 %, 30 %, 50 %, 60 % et 75 % de Σ_R dans une direction donnée. La plupart des essais sont effectués avec un rapport de charge de 0.1. Ainsi, l'éprouvette ne rentre jamais en compression afin d'éviter le phénomène de flambement.

Seuls les essais réalisés entre 2 % et 10 % et 2 % et 30 % de la contrainte à rupture Σ_R ont un rapport différent de 0.1 (respectivement de 0.2 et 0.07). Ces rapports de charge correspondent aux conditions expérimentales préconisées par la norme NF EN ISO 9856 pour la détermination de l'allongement élastique et permanent des bandes transporteuses. Les essais ont été réalisés pour différents nombres de cycles (200, 1000 et 10000). Les différents paramètres cités sont mentionnés dans les tableaux 4.2 et 4.3.

4.3.2 Courbe de traction cyclique conventionnelle : boucle d'hystérésis et déformation rémanente

Un exemple d'évolution de la relation contrainte nominale-déformation nominale longitudinale au fur et à mesure des cycles est donné sur la figure 4.6. Il présente les résultats obtenus pour un essai de traction cyclique dans le sens chaîne entre 2 % et 30 % de Σ_R durant 10000 cycles. Lors de la sollicitation cyclique, la forme et la position des boucles d'hystérésis évoluent en fonction du nombre de cycles. L'aire des boucles est importante au début de l'essai mais s'atténue à mesure que le nombre de cycle augmente. La valeur minimale de la contrainte est bien celle de la consigne. L'aire d'une boucle d'hystérésis donne l'énergie dissipée par cycle. On remarque donc une diminution progressive de cette énergie dissipée par cycle. Ce comportement résulte des transformations microstructurales induites par le cyclage, d'où l'intérêt de suivre l'évolution de la déformation rémanente (caractéristique de la forme et la position des boucles) en fonction du nombre de cycles et des conditions de sollicitation. Cette grandeur est mesurée à chaque fin de cycle. Elle correspond à la déformation non recouvrable instantanément du matériau. Elle est à distinguer de la déformation permanente car elle ne tient pas compte des effets de recouvrance du matériau dû à son comportement visqueux. La réponse du matériau présente une déformation rémanente progressive qui finit par se stabiliser sur une boucle fermée.

4.3.3 Cumul et stabilisation de la déformation rémanente

La figure 4.7 présente l'évolution de cette déformation rémanente en fonction du nombre de cycles pour les différents essais réalisés selon les axes principaux de la bande et pour les différentes contraintes maximales. Les courbes mettent en évidence deux régimes dans le comportement du matériau et cela quelle que soit la direction sollicitée : un régime transitoire et un autre stationnaire. Lors du premier régime, la déformation rémanente augmente rapidement. Ensuite, elle atteint un plateau à partir d'un nombre variable de cycles de stabilisation et reste stationnaire jusqu'à 10000 cycles.

Malgré la stabilisation précoce de la déformation rémanente du matériau, les essais ont été réalisés jusqu'à 10000 cycles car l'objectif initial de cette campagne expérimentale est d'identifier des variations probables de contrainte à rupture déterminées lors d'un essai de traction monotone après cyclage du matériau. A partir de la figure 4.7, nous définissons le nombre de cycles à stabilisation comme étant celui correspondant à une diminution de 10 % de la déformation rémanente maximale à 10000 cycles. Le résultat pour la direction chaîne est consigné dans la figure 4.8. On note que malgré l'insuffisance de cas étudiés, une tendance haussière du nombre de cycles à stabilisation selon le chargement appliqué est constatée. Ce phénomène est connu en particulier sur les élastomères [37]. En traçant l'évolution de la contrainte maximale appliquée en fonction de la déformation stabilisée (Fig. 4.9), on note que l'amplitude de déformation est d'autant plus importante que le niveau de contrainte maximale est haut. Dans la direction chaîne, elle est inférieure à 1 % lorsque la contrainte maximale est de $0.1\Sigma_R$, et de 13 % pour une contrainte maximale égale à $0.6\Sigma_R$. De plus, l'amplitude de la déformation est plus importante dans la direction trame que dans la direction chaîne. Elle est aussi plus élevée aux fortes qu'aux faibles

Référence	Σ_{XX}^{max} (% de la Σ_R)	R	nombre de cycles	Σ_R après cyclage (MPa)
chaîne-200-10	10	0.2	200	104.6
chaîne-1000-10	10	0.2	1000	107.
chaîne-200-30	30	0.07	200	110.2
chaîne-1000-30	30	0.07	1000	100.7
chaîne-10000-30	30	0.07	10000	106.7
chaîne-10000-50	50	0.1	10000	110.6
chaîne-200-60	60	0.1	200	-
chaîne-1000-60	60	0.1	1000	104.6
chaîne-10000-60	60	0.1	10000	93.94
chaîne-200-75	75	0.1	200	-
chaîne-10000-75	75	0.1	10000	rompu après 1871 cycles

TABLE 4.2 – Liste des essais de traction cyclique réalisés sur la bande dans la direction chaîne.

Référence	Σ_{XX}^{max} (% de la Σ_R)	R	nombre de cycles	Σ_R après cyclage (MPa)
trame-200-10	10	0.2	200	41.4
trame-1000-10	10	0.2	1000	42.58
trame-10000-10	10	0.2	10000	40.05
trame-1000-30	30	0.07	1000	36.37
trame-10000-30	30	0.07	10000	35.31
trame-10000-50	50	0.1	10000	34.56
trame-10000-60	60	0.1	10000	rupture prématurée
trame-200-75	75	0.1	200	rupture prématurée

TABLE 4.3 – Liste des essais de traction cyclique réalisés sur la bande dans la direction trame.

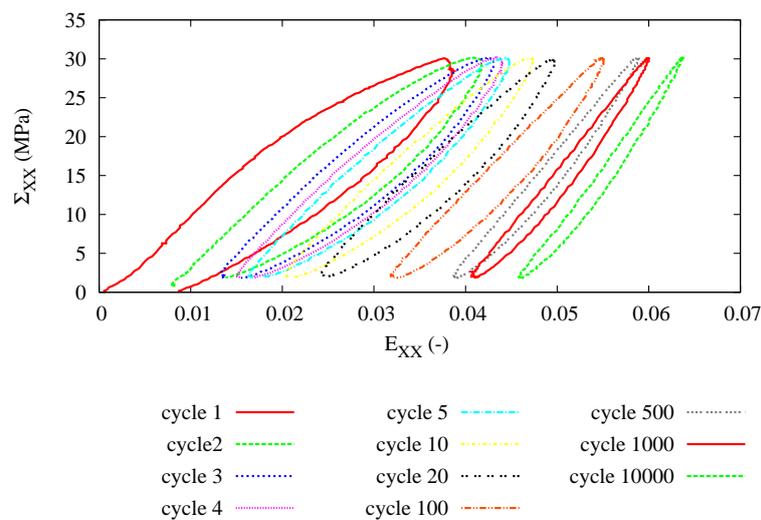
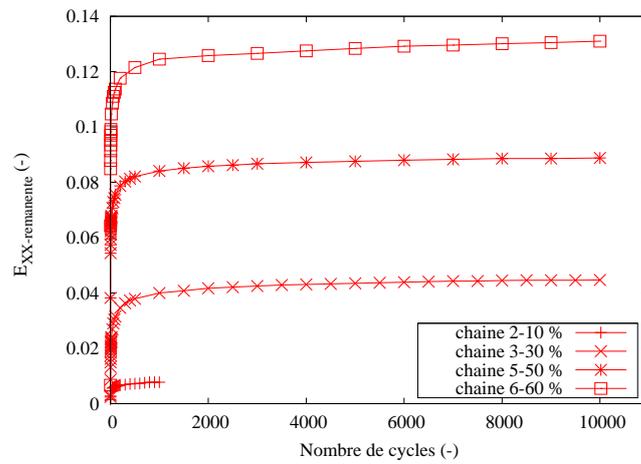
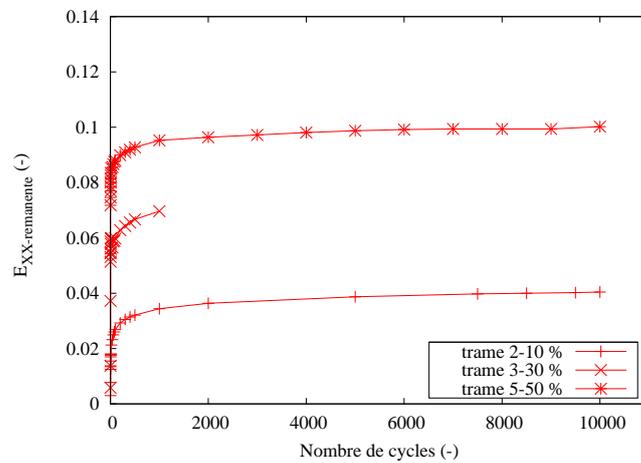


FIGURE 4.6 – Essais de traction cyclique uniaxiale sur la bande dans la direction chaîne entre 2 % et 30 % de la contrainte à rupture



(a) Direction chaîne



(b) Direction trame

FIGURE 4.7 – Evolution de la déformation rémanente avec le nombre de cycles lors d'un essai de traction cyclique.

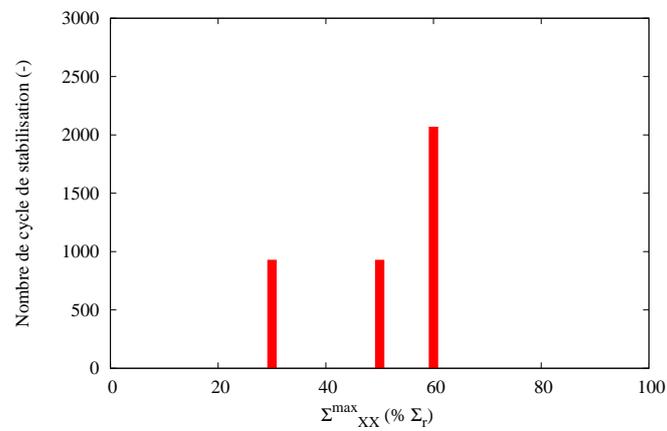


FIGURE 4.8 – Nombre de cycles de stabilisation en fonction de la contrainte maximale appliquée en traction cyclique.

contraintes appliquées. Cette déformation progressive du matériau lors d'une sollicitation cyclique a été également constatée par Cobra : la bande s'allonge considérablement dès les premières semaines d'utilisation, ce qui contraint l'industriel à couper une partie de la bande pour la maintenir en tension.

Durant la régime transitoire, la bande a un comportement non linéaire. Il devient quasi-linéaire lors de la stabilisation du comportement. La figure 4.10 représente l'évolution des boucles stabilisées pour les différents niveaux de contrainte dans les directions chaîne et trame. Les boucles sont décalées vers l'origine du repère. Cela revient à réaliser un essai de charge/décharge d'un matériau sans tenir compte de son histoire de déformations. De plus, le matériau est considéré comme déchargé au début de la mise en charge. Les valeurs des modules sécants pour une direction donnée sont mesurées sur les cycles stabilisés. Ils sont respectivement de 1800 MPa pour la direction chaîne et 350 MPa dans la direction trame. Ces valeurs ont été déterminées lors de la mise en charge du matériau pour les niveaux de contrainte les plus élevés. La décharge du matériau ne sera prise en compte en raison de sa non linéarité et la persistance des phénomènes dissipatifs en régime stabilisé (aire de la boucle d'hystérésis non nulle).

4.4 Essais de traction à rupture après cyclage de la bande

4.4.1 Procédure expérimentale

L'essai de traction cyclique décrit dans la section précédente est succédé par un essai de traction monotone jusqu'à la rupture pour en déduire Σ_R après cyclage. La vitesse de déplacement de la traverse de 100 mm/min a été imposée. Rappelons que cette vitesse est identique à celle prise lors des essais de traction monotone sans cyclage. Il est réalisé à la suite de l'essai de traction cyclique afin de limiter les effets de recouvrance due à la viscosité du matériau. Comme nous l'avons mentionné auparavant, cet essai permet d'étudier sur des éprouvettes de laboratoire, la diminution de la contrainte à rupture constatée par l'industriel à cause des sollicitations préalables exercées sur la bande.

4.4.2 Courbes de traction cyclique / monotone

La figure 4.11 représente les résultats des essais traction monotone réalisés à la suite des essais de traction cyclique. La déformation rémanente due au cyclage du matériau est alors prise en compte. Après une phase d'accommodation cyclique, l'éprouvette présente un comportement stabilisé qui tend à se linéariser. En effet, le deuxième domaine non linéaire, correspondant à une baisse du module tangent, disparaît à partir d'un certain niveau de contrainte maximale.

Les courbes de la figure 4.12 représentent les résultats des essais de traction monotone sur un matériau stabilisé à différentes amplitudes de contrainte de stabilisation (consécutifs à un essai de traction cyclique, en retranchant la déformation rémanente due à l'essai de traction cyclique). Ces courbes montrent que la pente initiale des courbes diffère du matériau au début du cyclage. L'analyse de la variation des modules tangents révèle un durcissement de la bande après 10000 cycles. De plus, ces courbes permettent de déterminer la contrainte à rupture après cyclage.

4.4.3 Evolution de la contrainte à rupture après cyclage

Les courbes de la figure 4.12 permettent également de connaître la contrainte à rupture Σ_R de l'échantillon après cyclage. Ces valeurs sont reportées dans la dernière colonne des tableaux 4.2 et 4.3. L'exploitation de Σ_R après cyclage pour la direction chaîne fait apparaître une première chute d'au moins 5 % après 1000 cycles ($\Sigma_{XX}^{max} = 0.3\Sigma_R$). Pour $\Sigma_{XX}^{max} = 0.6\Sigma_R$, cette réduction

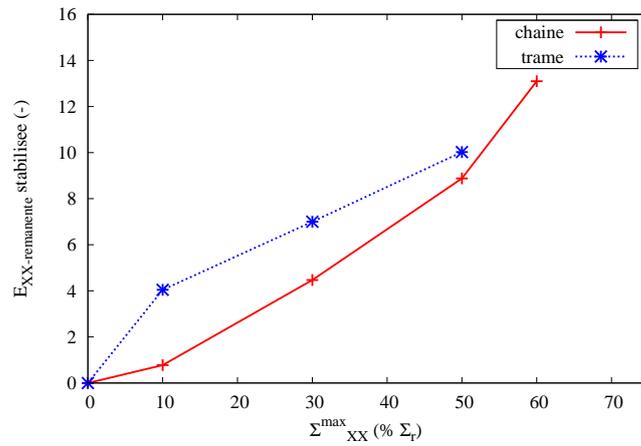
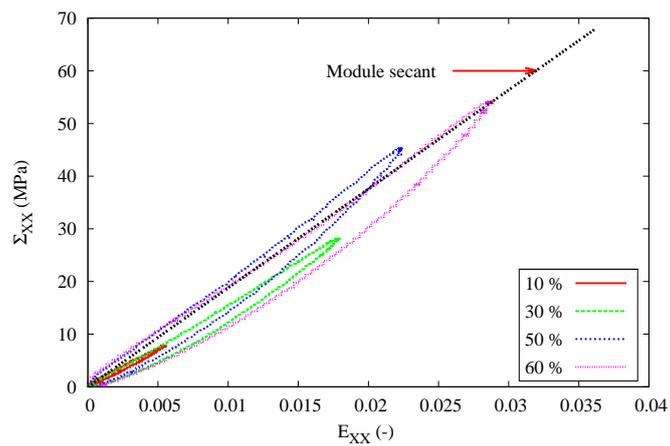
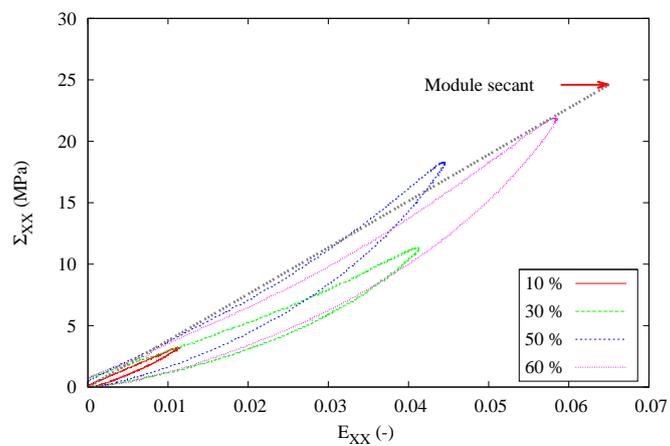


FIGURE 4.9 – Evolution de la déformation rémanente stabilisée en fonction de la contrainte maximale imposée lors d'un essai de traction cyclique.

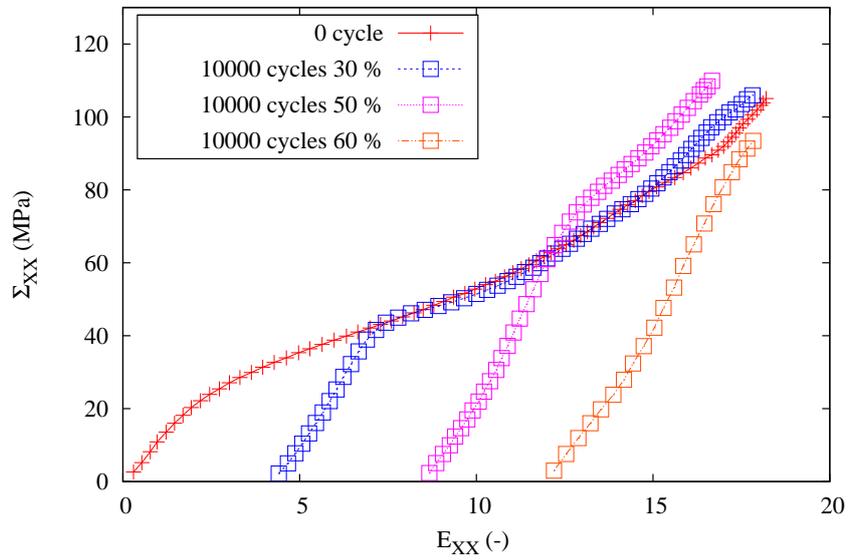


(a) Direction chaîne

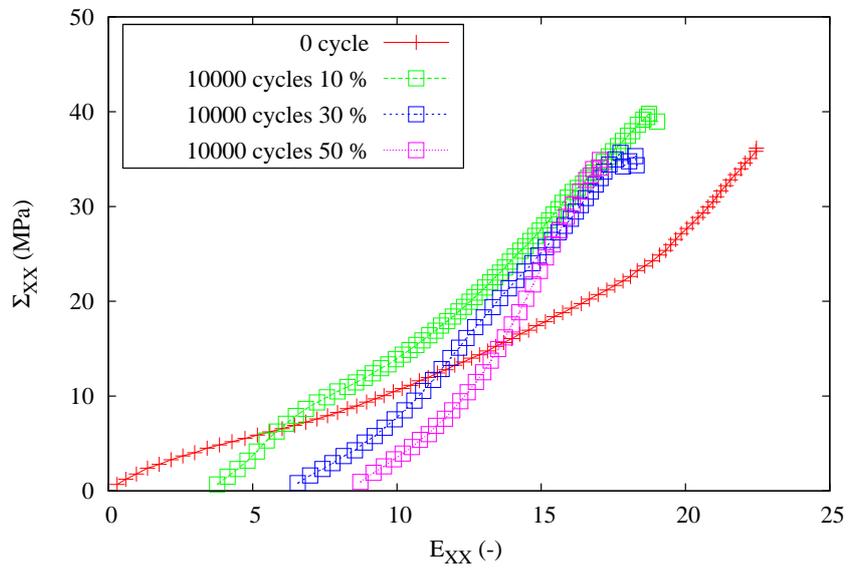


(b) Direction trame

FIGURE 4.10 – Cycles stabilisés lors d'un essai de traction cyclique.

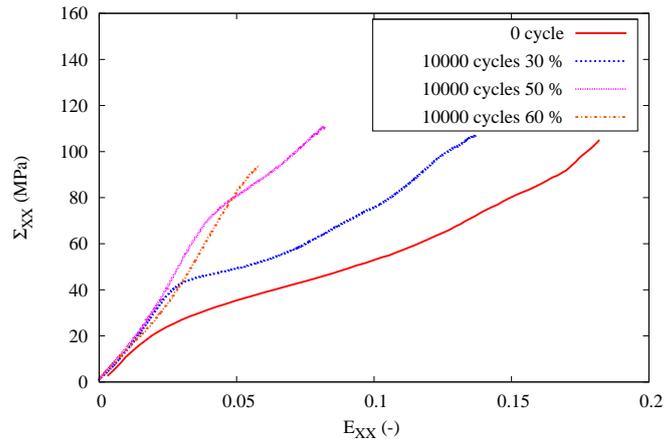


(a) Direction chaîne

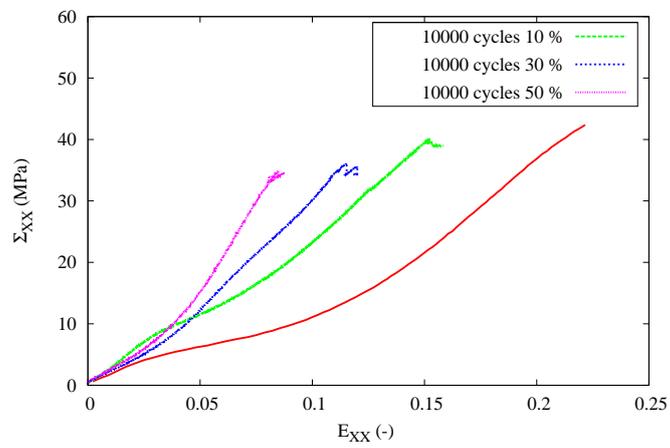


(b) Direction trame

FIGURE 4.11 – Résultats des essais de traction monotone obtenus à la suite du chargement cyclique de la bande, en prenant en compte la déformation rémanente.



(a) Direction chaîne



(b) Direction trame

FIGURE 4.12 – Résultats des essais de traction monotone obtenus à la suite du chargement cyclique de la bande, en retranchant la déformation rémanente.

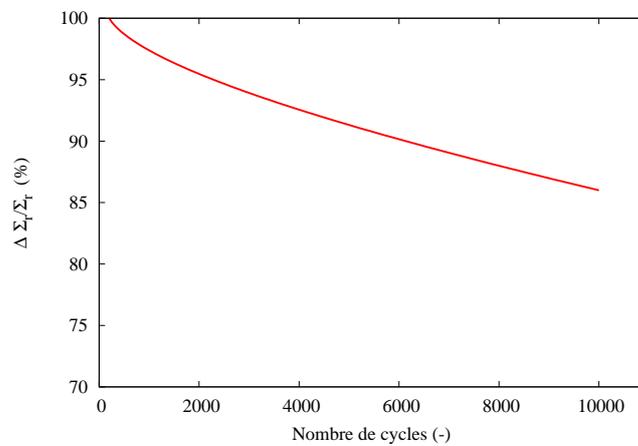


FIGURE 4.13 – Evolution de la contrainte à rupture de la bande après un essai de traction cyclique.

atteint les 14 % après 10000 cycles. Malgré un nombre insuffisant d'essais pour confirmer ces résultats, nous esquissons une courbe de perte de performance en fonction du nombre de cycles effectués (Fig. 4.13). Ces résultats seront exploités par la suite dans la modélisation numérique.

4.5 Synthèse

Les essais de traction uniaxiale révèlent l'allure générale du comportement mécanique de la bande. Ce dernier est non linéaire dans les 2 directions principales du matériau (chaîne et trame) avec des changements de concavité. Le comportement peut être subdivisé en 3 domaines : un domaine quasi-linéaire (de l'origine jusqu'au premier point d'inflexion) suivi d'un domaine comportant une concavité vers le bas et enfin un domaine de rhéodurcissement menant à la rupture brutale de l'échantillon. Ces essais ont permis de mettre en évidence une très forte anisotropie de la bande avec une rigidité plus importante dans la direction chaîne que dans la direction trame.

Le cyclage de la bande conduit à un cumul de la déformation progressive à chaque cycle. L'évolution présente deux régimes : d'abord, un régime transitoire durant lequel la déformation rémanente augmente rapidement puis un régime permanent où elle va se stabiliser. La courbe de traction cyclique conventionnelle se stabilise sur une boucle fermée. Les essais de traction monotone réalisés après cyclage de la bande stabilisée montrent une linéarisation du comportement mécanique du matériau multicouche. De plus, nous avons constaté une diminution de la contrainte à rupture Σ_R de la bande, ce qui correspond aux observations réalisées par l'industriel.

Le tableau 4.4 synthétise les résultats des essais de caractérisation mécanique de la bande.

Direction	Module de Young (MPa)	Σ_R (MPa)	Coefficient de Poisson	E_R (%)
chaîne	1100	100	0.17-0.2	16-18
trame	160	40	0.21-0.24	21-22

TABLE 4.4 – Propriétés mécaniques de la bande.

Chapitre 5

Caractérisation mécanique de la bande à l'échelle mésoscopique

Dans ce chapitre, nous présentons les essais mécaniques réalisés sur les différents constituants du matériau composite à savoir les fils constituant le renfort tissé, le PVC de la matrice et du revêtement et l'élastomère. L'objectif de cette partie est de pouvoir identifier le comportement des constituants nécessaire pour la modélisation multiéchelle de la bande.

Sommaire

5.1	Objectifs	90
5.2	Essais de traction uniaxiale sur les fils du renfort tissé	91
5.2.1	Procédure expérimentale	91
5.2.2	Non linéarité des courbes de traction	91
5.2.3	Modules de Young	92
5.2.4	Comparaison avec les propriétés de la bande	92
5.2.5	Effet de la vitesse de traction	93
5.2.6	Taux d'usage et taux de sécurité à l'échelle des fibres et fils	95
5.3	Essais de traction uniaxiale sur le PVC	98
5.3.1	Description de l'essai	98
5.3.2	Résultats et discussions	98
5.4	Essais de compression uniaxiale sur le revêtement	99
5.4.1	Description de l'essai	99
5.4.2	Courbes de compression uniaxiale	99
5.4.3	Effet de la vitesse de compression	101
5.5	Essais de compression œdométrique sur le revêtement	101
5.5.1	Description de l'essai	101
5.5.2	Courbe de compression conventionnelle	102
5.5.3	Module de compressibilité K	102
5.6	Synthèse	105

5.1 Objectifs

Afin de mieux assimiler la réponse mécanique de la bande à l'échelle macroscopique, il est nécessaire d'étudier au préalable le comportement mécanique de chaque constituant aux échelles inférieures, notamment à l'échelle mésoscopique. A cette échelle, nous supposons que le matériau peut être vu comme étant hétérogène. De ce fait, des essais mécaniques sont réalisés sur les fils constituant la trame et la chaîne du renfort, le PVC constituant la matrice et le revêtement ainsi que l'élastomère thermoplastique du revêtement. Cette étape de caractérisation est nécessaire pour l'identification des paramètres associés aux lois de comportement. Ces lois sont intégrées dans le code de calculs par éléments finis. Nous allons débiter ce chapitre par une analyse expérimentale d'identification des comportements des matériaux constitutifs de la bande avant de nous intéresser à son comportement macroscopique.

Une base de données expérimentales a été déjà mise en place suite aux travaux de Piezel [35]. Nous allons synthétiser les essais mécaniques entrepris durant sa thèse afin de caractériser le comportement des différents constituants. Tout d'abord, des essais de traction monotone ont été effectués sur des fils du renfort tissé. Le comportement du PVC a été aussi identifié. Des essais de traction monotone uniaxiale ont été réalisés sur deux compositions différentes de PVC correspondant au PVC matrice et à celui du revêtement.

Cette base de données a été complétée ici par une série d'essais mécaniques sur les élastomères thermoplastiques (mélange du PVC et NBR). Des essais de compression uniaxiale et œdométrique ont été également réalisés. L'objectif est de déterminer, d'une part, la loi de comportement de l'élastomère afin de l'introduire par la suite dans le calcul de l'impact d'un minerai sur la bande et d'autre part de décrire le contact d'un minerai avec le revêtement en caoutchouc. Pour cette raison, un facteur d'élanement a été défini comme étant le rapport entre le rayon et l'épaisseur h du bloc de caoutchouc sollicité sous l'impacteur. On distingue, selon la valeur du facteur d'élanement, deux types de contact comme l'indique la figure 5.1.



FIGURE 5.1 – Les deux types de configuration entre le minerai et l'élastomère : (a) compression uniaxiale, (b) compression œdométrique.

- pour un facteur d'élanement supérieur ou égal à 7, le volume d'élastomère directement sous la surface d'impact est soumis à une pression hydrostatique et peut être considéré comme confiné par le reste de l'élastomère. Ce phénomène peut être décrit par un essai de compression œdométrique [26] [37] ;
- pour un facteur d'élanement inférieur à 7, le volume sera moins important et celui-ci va appliquer une pression sur le reste du substrat. Un simple essai de compression uniaxiale permet de représenter cette situation.

5.2 Essais de traction uniaxiale sur les fils du renfort tissé

5.2.1 Procédure expérimentale

Les fils du renfort tissé ont été testés au Centre des Matériaux à l'Ecole des Mines de Paris sur une machine d'essai à vérin mécanique (Instron) [29]. La machine a été équipée de cabestans : chaque extrémité des fils était alors enroulée plusieurs fois autour de ces deux pièces cylindriques (cabestans) avant d'être attachée par un nœud. Une vitesse de déplacement correspondant d'allongement était assurée à l'aide d'un extensomètre fixé au fil. Le pilotage des essais a été réalisé grâce à un logiciel d'acquisition et de traitement au signal WinATS permettant de réaliser des essais de traction, fluage, ... par un asservissement soit de la force, soit du déplacement. Les mesures ont été effectuées à température et humidité ambiante stables. Pour analyser l'influence de la vitesse de sollicitation, trois vitesses de déplacement de traverse différentes ont été imposées : 10 mm/min (vitesse basse), 100 mm/min (vitesse moyenne) et 300 mm/min (vitesse haute)



FIGURE 5.2 – Dispositif expérimental pour un essai de traction uniaxiale sur fil.

5.2.2 Non linéarité des courbes de traction

La figure 5.3 illustre les résultats d'essais de traction monotone jusqu'à la rupture des fils du renfort pour une vitesse de déplacement de la traverse égale à 100 mm/min. Les courbes représentent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale pour chaque essai. Par définition, la contrainte nominale est définie par le rapport ($\sigma_{xx} = \frac{F}{S_0}$), avec F le module de force appliquée et S_0 la valeur de la section initiale du fil déterminée par microscopie [35], elle est égale à 1.54 mm^2 . La déformation nominale, quant à elle, est définie par l'expression ($\varepsilon_{xx} = \frac{\Delta l}{L_0}$), avec Δl l'allongement du fil et L_0 la base de mesure de l'extensomètre. Ces essais mettent en évidence un comportement fortement non linéaire, similaire pour les deux types de fils. L'évolution non linéaire de la courbe présente 3 zones distinctes : aux petites déformations (jusqu'à 0.02), le fil a un comportement quasi-linéaire à partir duquel le module tangent initial est défini. Au-delà de 0.02 de déformation, la concavité des courbes est dirigée vers le haut indiquant une rigidification du fil. Cette phase de rigidification est traduite par une augmentation du module tangent. Un dernier domaine, avant la rupture finale du fil est observé à partir de 0.09 de déformation pour les fils de chaîne et 0.12 pour les fils de trame. Celui-ci se traduit par une diminution du module tangent. Ce domaine n'était pas observé lors des essais de traction sur la bande.

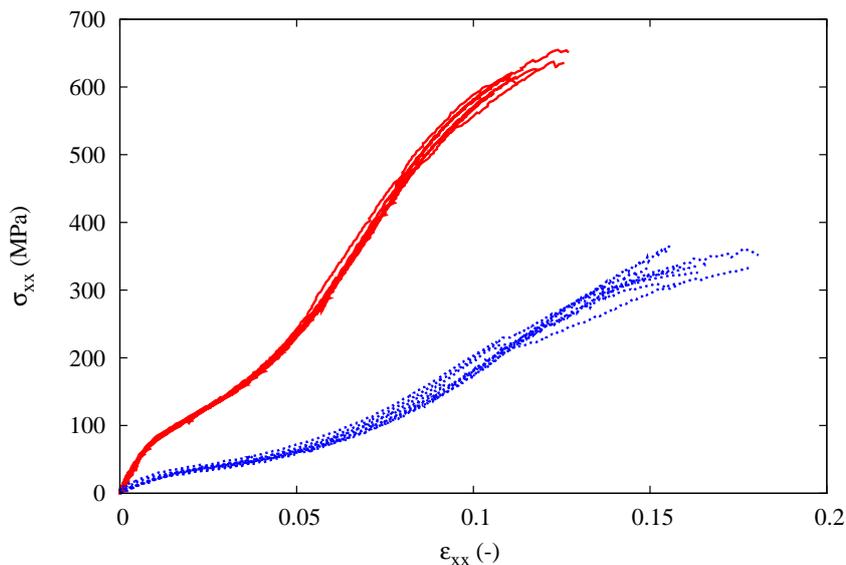


FIGURE 5.3 – Essais de traction uniaxiale jusqu'à la rupture des fils.

5.2.3 Modules de Young

Les modules de Young initiaux ont été estimés à 2300 MPa pour les fils de trame et 7900 MPa pour les fils de chaîne. Cette différence est due à une plus grande rigidité des fibres de PET constituant les fils de chaîne par rapport aux fibres de PA66 composant les fibres de trame. Elle est également due à la densité linéique des fils de trame qui est plus faible que celle des fils de chaîne. Les fils testés sont beaucoup plus rigides que le matériau stratifié lui-même (Fig. 5.4). Pour rappel, les modules de la bande dans les directions chaîne et trame du renfort sont respectivement égaux à 1100 MPa et 160 MPa. Ces différences peuvent s'expliquer par la fraction volumique des fils dans le composite et leurs ondulations. Comparés aux composites UD, les composites textiles sont caractérisés par une fraction volumique faible : le pourcentage des fils peut atteindre les 70 % pour les composites UD alors qu'il ne dépasse pas les 55 % pour les préformes 3D. En effet, au sein des composites textiles, l'entrelacement des mèches génère des espaces qui seront remplis par la matrice et les ondulations des fils tendent à faire chuter les propriétés dans le plan du tissu. Cet effet géométrique sera pris en compte lors de la modélisation multi-échelle de la bande.

5.2.4 Comparaison avec les propriétés de la bande

En plus de cet écart entre les rigidités, la bande et les fils diffèrent selon les propriétés à rupture (Fig. 5.4). En effet, les contraintes à rupture σ_R des fils de chaîne et de trame sont respectivement de 650 MPa et de 330 MPa alors qu'elles sont de $\Sigma_R = 100$ MPa et de $\Sigma_R = 40$ MPa dans les directions chaîne et trame de la bande. A partir de ce constat, nous introduisons un paramètre matériau K_σ^{mat} défini par le rapport entre la contrainte à rupture du fil σ_R et celle de la bande Σ_R :

$$K_\sigma^{mat} = \frac{\sigma_R}{\Sigma_R} \quad (5.1)$$

où ici, “*mat*” désigne soit le PET soit le PA66.

On peut alors retenir les deux valeurs de K_σ^{mat} : $K_\sigma^{PET} = 6.5$ et $K_\sigma^{PA66} = 8.25$. En dépit de l'appellation “matériau” de ce paramètre, nous soulignons que le dénominateur de ce rapport étant la contrainte à rupture de la bande, il dépend bien évidemment de l'architecture interne de

celle-ci. Notons ensuite que la détermination de ce paramètre est purement expérimentale. Nous verrons par la suite que K_{σ}^{PET} revêt une importance capitale dans les mécanismes de rupture.

A l'inverse des contraintes à rupture, les déformations à rupture sont moins importantes que celle de la bande. Elles sont d'environ 0.16 pour les fils de trame et de 0.12 pour les fils de chaîne contre 0.22 dans la direction trame du composite et 0.17 dans la direction chaîne. A l'image de K_{σ}^{mat} , on pourrait définir également le paramètre K_{ε}^{mat} . Nous donnons également les valeurs associées mais nous ne les exploiterons pas par la suite : $K_{\varepsilon}^{PET} = 0.7$ et $K_{\varepsilon}^{PA66} = 0.73$. On remarquera que contrairement à K_{σ}^{mat} qui est largement supérieur à l'unité, $K_{\varepsilon}^{mat} < 1$ dénotant une réduction de la déformation à rupture à l'échelle des fils.

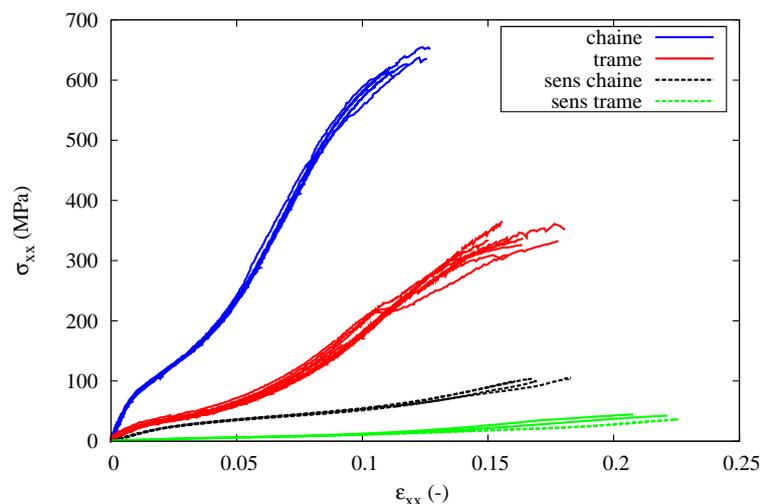


FIGURE 5.4 – Superposition des courbes de traction monotone pour les fils et la bande testés.

5.2.5 Effet de la vitesse de traction

L'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique des fils est également analysée. Les figures 5.5 et 5.6 montrent les résultats obtenus sur des fils de chaîne et de trame étirés à 3 vitesses de déplacement de traverse différentes. L'influence de la vitesse est notable pour les deux types de mèches du renfort. Les courbes de traction sont confondues jusqu'à un certain seuil de déformation : environ 0.04 pour les fils de chaîne et 0.1 pour les fils de trame. Cependant, le comportement est insensible à la vitesse de déformation dans le premier domaine quasi-linéaire : le module de Young initial demeure inchangé quelle que soit la vitesse de déformation appliquée. Au delà de ces seuils de déformation, les courbes se scindent. La déformation à rupture des fils augmente lorsque la vitesse de déplacement de la traverse augmente alors que la contrainte à rupture reste inchangée.

Pour les essais de traction monotone à basse vitesse, la courbe enregistrée présente des ondulations en dents de scie. L'amplitude de ces ondulations s'accroît au fur et à mesure qu'on s'approche de la rupture finale du fil. L'apparition de ces sauts de contrainte est synonyme d'une rupture progressive des fibres. Vu le nombre d'oscillations, la rupture est susceptible de se produire par paquet de fibres. L'amplitude des instabilités est d'autant plus marquée sur les courbes de traction que la vitesse de déformation est moins élevée. Le plateau final constaté lors de l'analyse du comportement des fils est associé à la rupture progressive des fils.

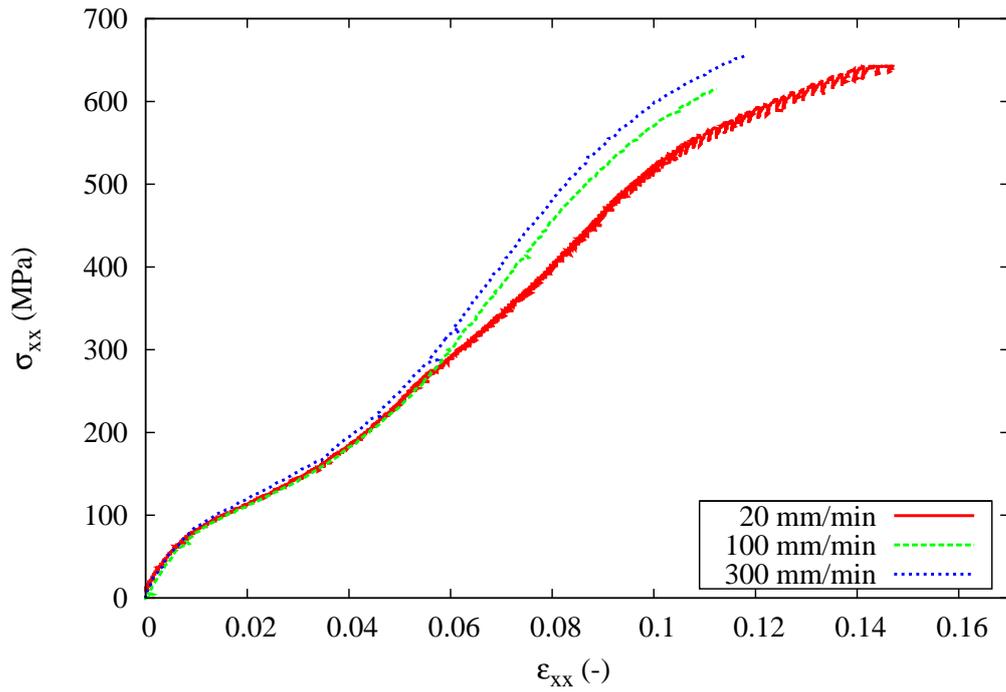


FIGURE 5.5 – Influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement des fils de chaîne.

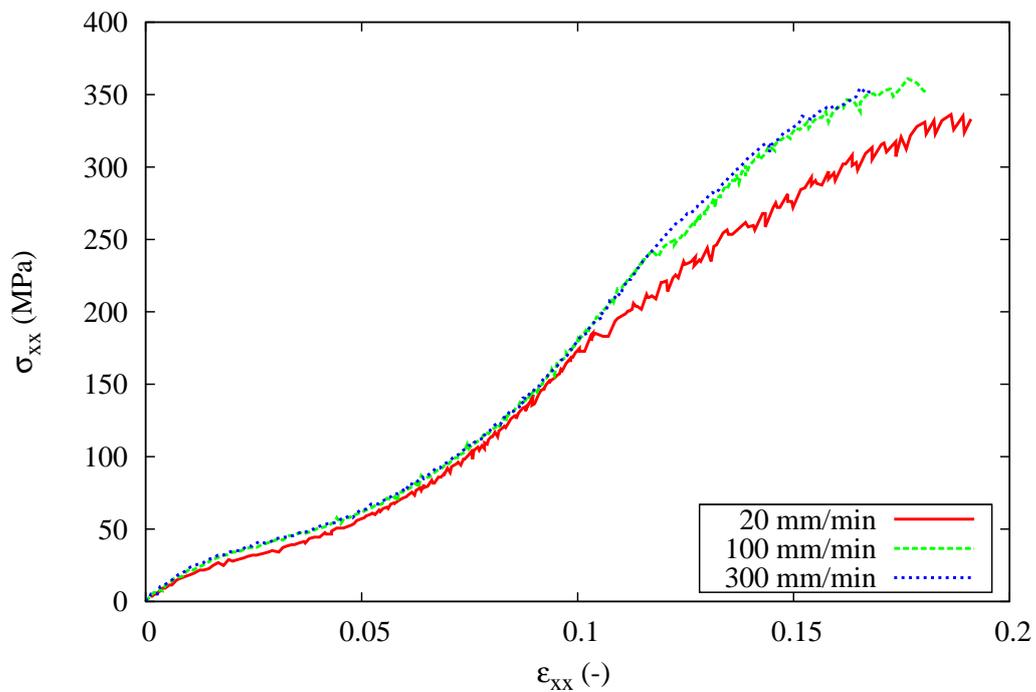


FIGURE 5.6 – Influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement des fils de trame.

5.2.6 Taux d'usage et taux de sécurité à l'échelle des fibres et fils

5.2.6.1 Sens chaîne, fibres et fil de PET

On se réfère à la figure 5.5. Les oscillations visibles notamment sur la courbe de traction à 20 mm/min montrent que la rupture finale d'un fil de chaîne testé provient du cumul de ruptures successives de fibres le composant. Sur cette même courbe, on constate que la première rupture de fibre apparaît lorsque la contrainte est de l'ordre de 260 MPa, que l'on nommera σ_R^{min} . Cette valeur est à retenir puisque pour le fil de chaîne constitué par des torons de fibres de PET ici, tant que la contrainte *uniaxiale* est inférieure à celle-ci, aucune fibre ne sera coupée théoriquement. Notons que pendant les essais ces ruptures de fibres se manifestent par des claquements qu'on entend. A partir de cette courbe, on se propose de construire une autre sur laquelle va se baser la prédiction de la durée de vie d'un fil. Nous présentons étape par étape la construction de cette courbe. En abscisse on définira une variable d'endommagement – que l'on nommera le **taux d'usage** TU – représentative du ratio du nombre de fibres rompues. L'allure de la portion de courbe entre $\sigma_R^{min} = 260$ MPa et $\sigma_R = 650$ MPa doit être conservée tandis que TU prendra la valeur 0 à σ_R^{min} et 1 à σ_R . On écrit alors que sur cette portion de courbe :

$$\Delta\sigma = E_0(1 - (TU))\Delta\varepsilon \quad (5.2)$$

où :

- $\Delta\sigma$ est un incrément de contrainte nominale avec $\sigma_R^{min} \leq \sigma \leq \sigma_R$
- $\Delta\varepsilon$ est la déformation nominale correspondant à $\Delta\sigma$
- E_0 est le module tangent à la contrainte σ_R^{min}

On en déduit pour le taux d'usage TU que :

$$TU = 1 - \frac{\Delta\sigma}{E_0\Delta\varepsilon} \quad (5.3)$$

La figure 5.7 construite point par point montre bien que l'ordonnée à l'origine est bien σ_R^{min} pour $TU = 0$. Ceci indique que lorsque la contrainte est plus faible que σ_R^{min} , aucune fibre n'est coupée.

La prochaine étape consiste à définir le **taux de sécurité** (TS) relatif à l'écart entre la contrainte appliquée réellement sur le fil et la contrainte à rupture du même fil. Nous dirons que la sécurité est assurée à 100% ($TS = 1$) lorsque le taux d'usage est nul ; *i.e.* lorsque la contrainte est inférieure à σ_R^{min} . A l'inverse, lorsque la contrainte est supérieure à σ_R , la sécurité est supposée nulle puisque toutes les fibres –donc le fil– sont coupées. Le **Taux de Sécurité** (TS) est ainsi défini :

$$TS = \frac{\sigma_R - \sigma}{\sigma_R - \sigma_R^{min}} \quad (5.4)$$

La figure 5.8 constitue un résultat majeur qu'il convient de signaler. Pour un fil de PET constitué de torons de fibres dans la bande ici, la connaissance de la contrainte de fonctionnement du fil permet d'évaluer TS et donc de le relier à TU représentatif du nombre de fibres rompues. Réciproquement, si l'expertise d'un fil endommagé permet de remonter à TU par observation microscopique, la figure 5.8 permet d'évaluer la contrainte à laquelle le fil a été soumis. Notons aussi que la non linéarité de ce diagramme justifie pleinement son tracé ici. Bien entendu, nous nous appuyerons sur ce diagramme taux de sécurité - taux d'usage pour évaluer la durée de vie de la bande dans la suite.

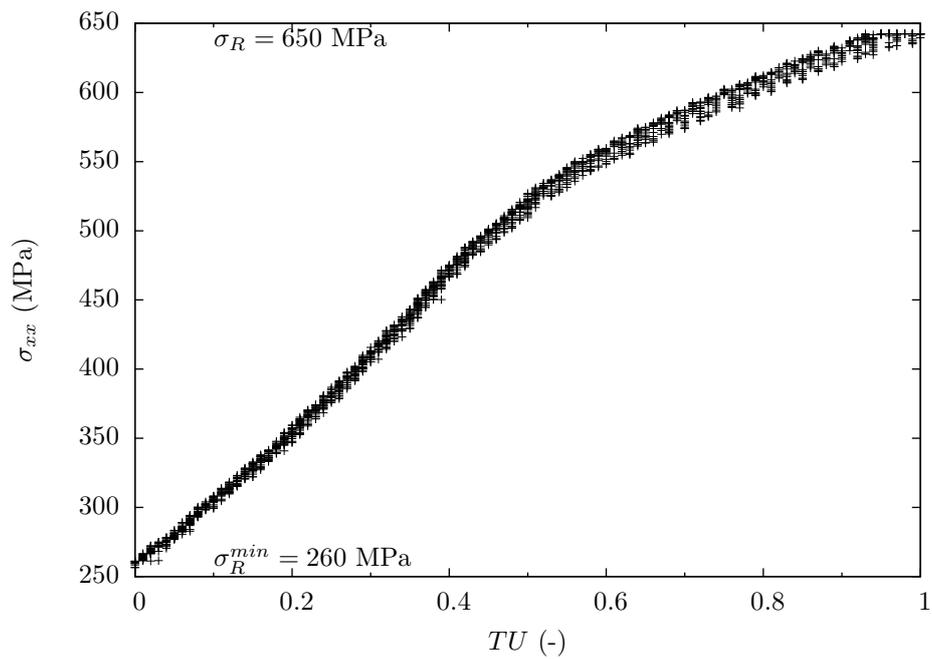


FIGURE 5.7 – Courbe contrainte nominale en fonction de TU dans le sens chaîne pour le fil de PET.

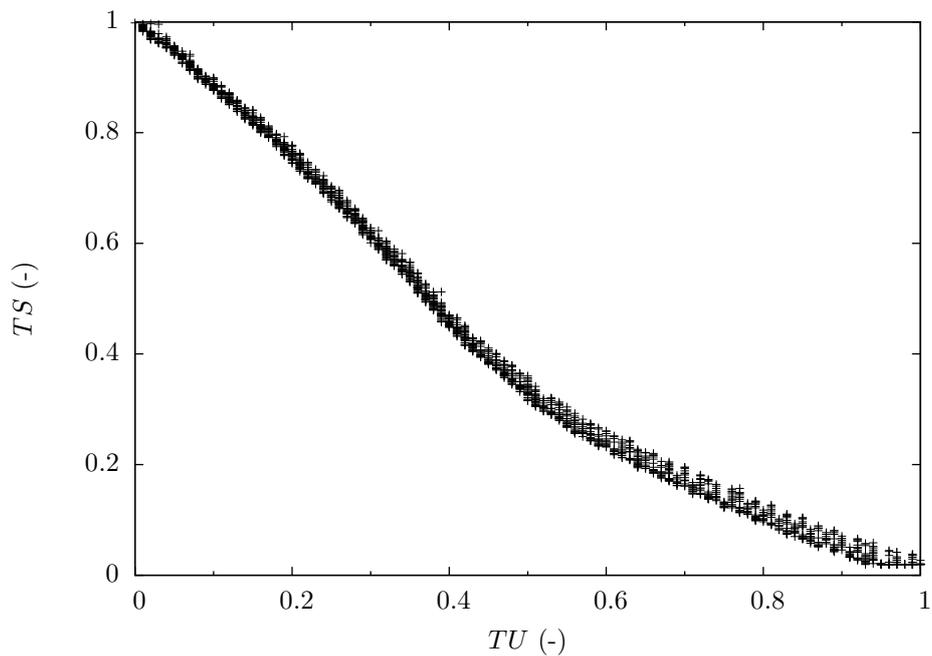


FIGURE 5.8 – Taux de sécurité en fonction du taux d'usage d'un fil de PET.

5.2.6.2 Sens trame, fibres et fil de PA66

Nous suivons la même démarche que pour le fil de chaîne en PET sur le fil de trame en PA66. On se réfère initialement à la figure 5.6 tandis que les valeurs des contraintes à rupture changent : $\sigma_R^{min} = 170$ MPa et $\sigma_R = 330$ MPa.

Ainsi, pour le fil de trame en PA66, la contrainte nominale est tracée en fonction du taux

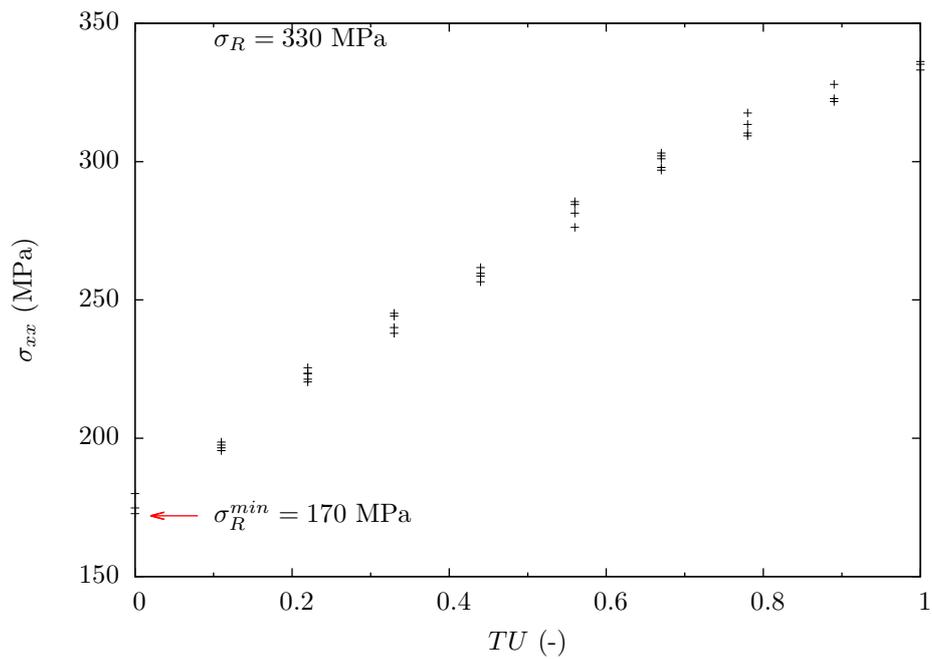


FIGURE 5.9 – Courbe contrainte nominale en fonction de TU dans le sens trame pour le fil de PA66.

d'usage (Fig. 5.9).

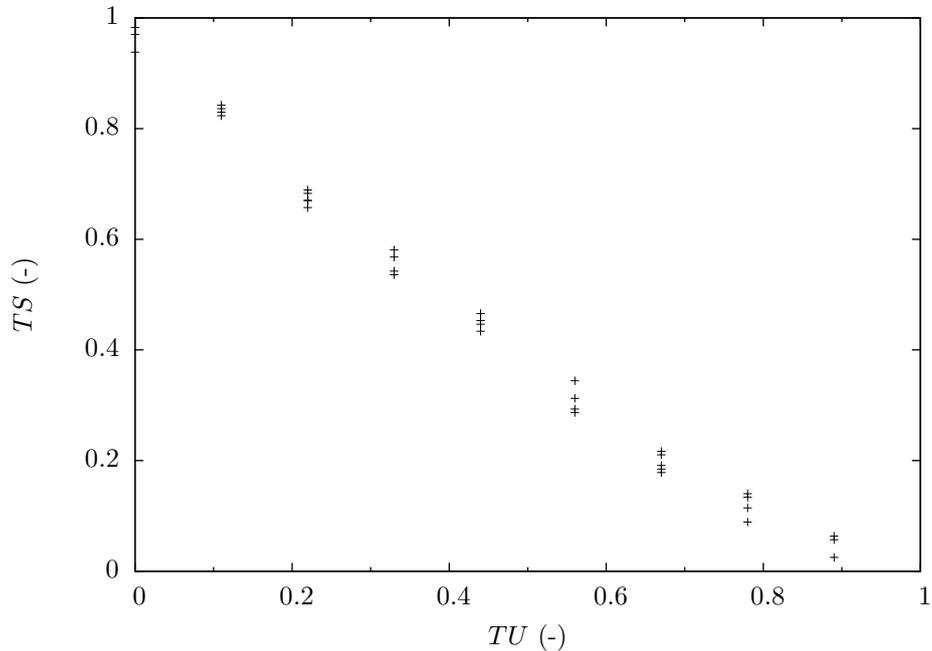


FIGURE 5.10 – Taux de sécurité en fonction du taux d'usage d'un fil de PA66.

Pour ce qui est du diagramme du taux de sécurité en fonction du taux d'usage, la figure 5.10 correspond au fil de trame constitué de torons de PA66. Il est aussi à vocation de prédire une durée de vie ou d'expertiser une sollicitation appliquée à un fil de ce genre.

5.3 Essais de traction uniaxiale sur le PVC

5.3.1 Description de l'essai

Des essais de traction ont été réalisés sur le PVC constituant la matrice du matériau composite ainsi que sur le PVC du revêtement. La vitesse de déplacement de la traverse est fixée à 10 mm/min. La machine utilisée pour l'ensemble des essais est une machine MTS de type servo-hydraulique. Le déplacement global est mesuré à l'aide d'un capteur LVDT. Afin d'obtenir une mesure précise, le capteur est couplé à un extensomètre laser. Comme le PVC est une matière molle, il est difficile de cliper un extensomètre sur l'échantillon. La déformation de l'éprouvette est mesurée via la réflexion d'un faisceau laser sur deux emplacements réfléchissants situés sur l'échantillon. Les essais de traction sont effectués à température ambiante.

Les éprouvettes utilisées pour la traction sont prélevées à partir d'une plaque de PVC massif (Fig. 5.11). Les dimensions de l'éprouvette sont en mm : $70 \times 15 \times 27$. La longueur de la zone utile est de 40 mm et la section de la zone utile est carrée. Les dimensions de sa section en mm^2 15×15 . L'usinage de ces éprouvettes est réalisée par découpage au jet d'eau.

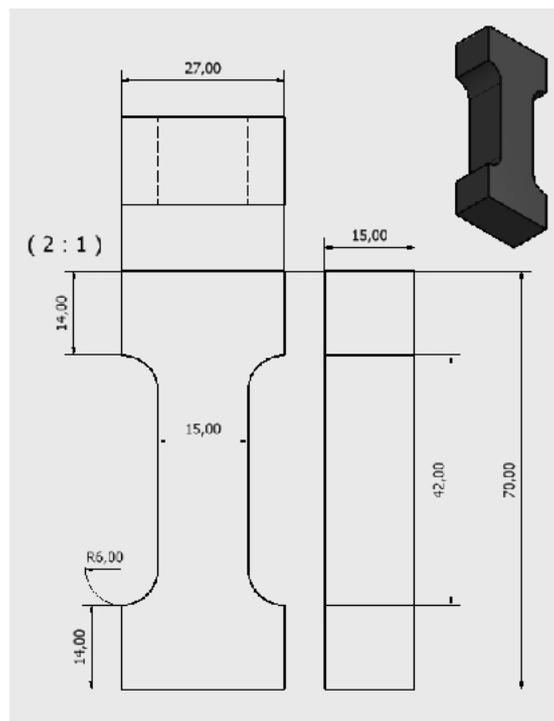


FIGURE 5.11 – Schéma d'une éprouvette de traction de PVC massif.

5.3.2 Résultats et discussions

Les résultats des essais de traction sont présentés dans la figure 5.12. Les courbes représentent l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale, et l'on distinguera deux types de PVC (matrice et revêtement). L'allure générale du comportement est similaire pour les deux grades de PVC. Le comportement non linéaire présente deux zones distinctes à savoir une zone linéaire et une autre non linéaire. La courbe est linéaire jusqu'à 0.18 de déformation pour le PVC matrice et 0.2 de déformation pour celui du revêtement. On note que la valeur du

module de Young est légèrement supérieure à celle du PVC revêtement. Le module de Young est d'environ 7.2 MPa pour le PVC matrice et de 5.7 MPa pour le PVC revêtement. La mise en forme de ces deux types de PVC utilisent deux compositions chimiques différentes, ce qui explique cette légère différence entre les modules. Au delà de ce premier domaine, les courbes présentent un comportement non linéaire.

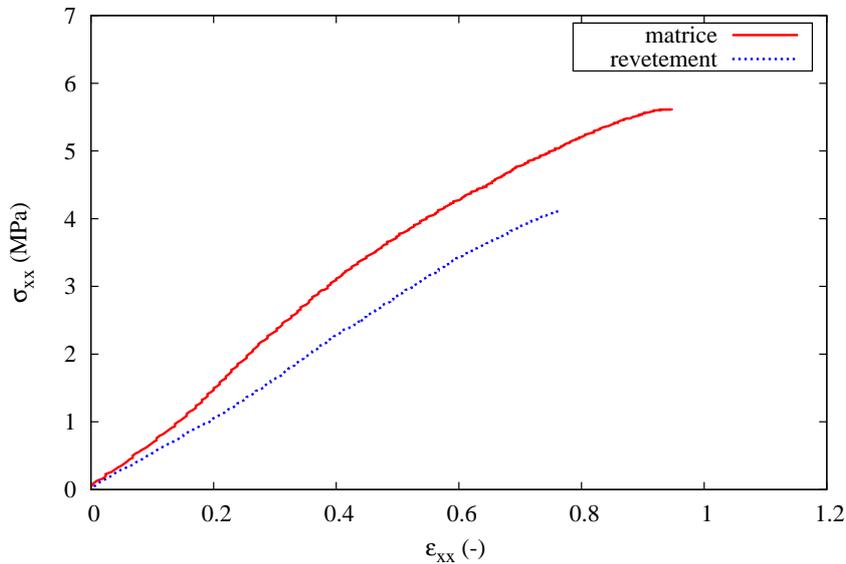


FIGURE 5.12 – Essai de traction uniaxiale sur le PVC matrice et le PVC du revêtement.

5.4 Essais de compression uniaxiale sur le revêtement

5.4.1 Description de l'essai

Les essais de compression uniaxiale ont été effectués au Centre des Matériaux de l'Ecole Des Mines de Paris sur une machine Instron (Fig. 5.13). La force est mesurée grâce à une cellule de charge d'une capacité de 50 kN. Les mesures de déplacement sont assurées par un capteur LVDT placé diamétralement opposé d'une éprouvette de géométrie cylindrique. Elles sont obtenues par un empilement de 3 pions cylindriques prélevés dans des plaques (2.3 mm de hauteur et 9 mm de rayon par pion). Les éprouvettes sont comprimées entre deux plateaux en acier poli, sur lesquels une goutte de huile de vaseline est déposée afin de limiter les frottements et d'éviter l'effet tonneau. Les essais de compression uniaxiale libre ont été réalisés avec plusieurs niveaux de vitesses de déplacement de traverse égales à 3, 20 et 120 mm/min. Cette vitesse a été mesurée à l'aide du capteur LVDT, ceci correspond à des vitesses de déformation approximatives de 0.007, 0.045 et 0.28 s^{-1} .

5.4.2 Courbes de compression uniaxiale

La courbe de la figure 5.14 présente le résultat d'un essai de compression uniaxiale pour une vitesse de déplacement de la traverse de 3 mm/min. La courbe présente l'évolution de la contrainte nominale K_1 , dite contrainte de Piola Kirchoff numéro 1, en fonction de l'élongation de l'éprouvette. L'élongation est définie par $\lambda = L/L_0$, avec L la longueur de l'éprouvette mesurée au cours de l'essai et L_0 la longueur initiale de l'éprouvette. Cette courbe montre que le

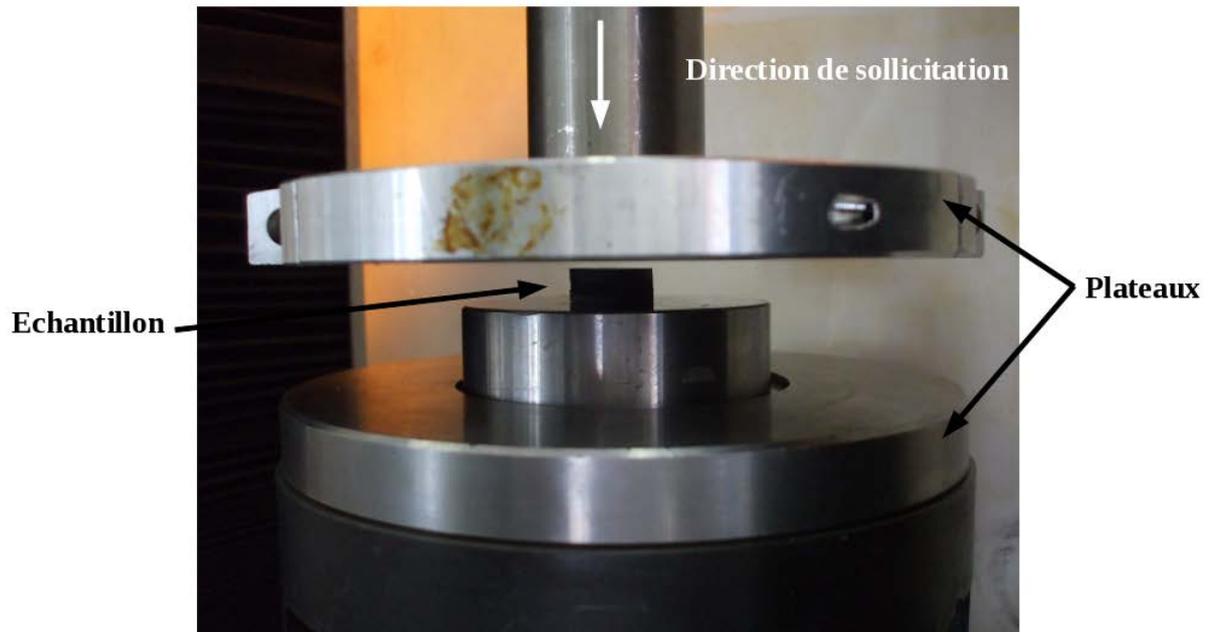


FIGURE 5.13 – Dispositif expérimental pour un essai de compression uniaxiale.

comportement de l'élastomère sous chargement de compression uniaxiale est non linéaire. Le module tangent à l'origine est environ de 8 MPa.

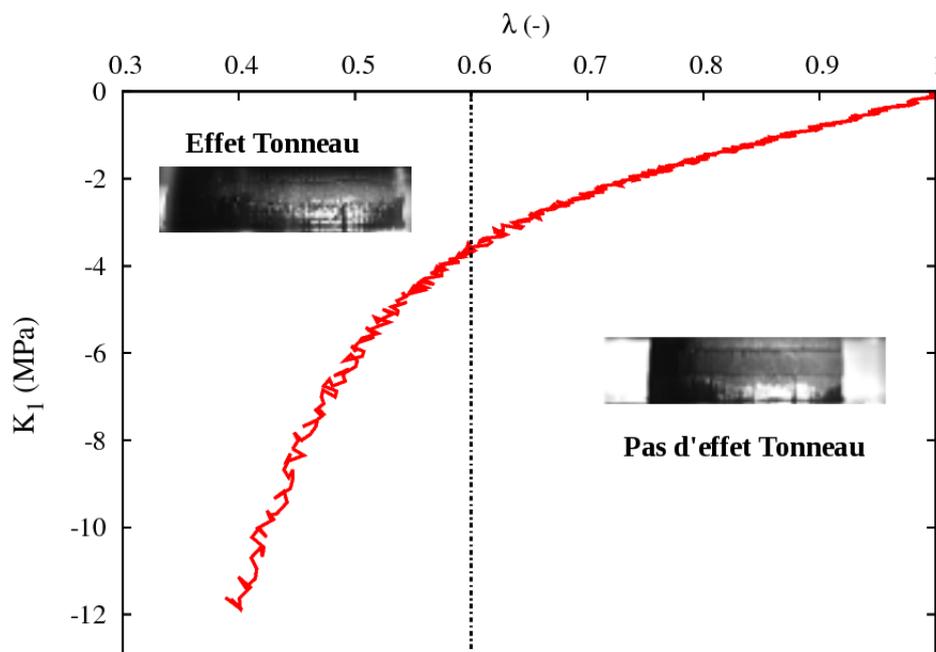


FIGURE 5.14 – Courbe contrainte-élongation pour l'essai de compression uniaxiale.

Durant l'essai, des images de l'éprouvette en compression ont été prises. Pour un instant donné, ces images mettent en évidence une légère déformation des bords latéraux. Ce phénomène, appelé "effet tonneau" (Fig. 5.15), est présent malgré la lubrification des faces de contact avec les

plateaux. Cet effet de structure semble négligeable jusqu'à des élongations de 0.6. On constate une rigidification de l'élastomère se produisant autour de 0.55, celle-ci est due partiellement à cet effet de structure.

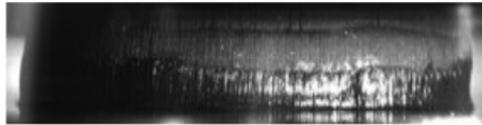


FIGURE 5.15 – Effet tonneau.

5.4.3 Effet de la vitesse de compression

Des essais de compression uniaxiale ont été réalisés sur les mêmes éprouvettes à différentes vitesses de déformation résumés dans la figure 5.16. Ceux-ci ont mis en évidence l'influence de la vitesse de déformation sur le matériau : plus la vitesse est importante et plus l'élastomère se rigidifie pour des niveaux d'élongations plus faibles.

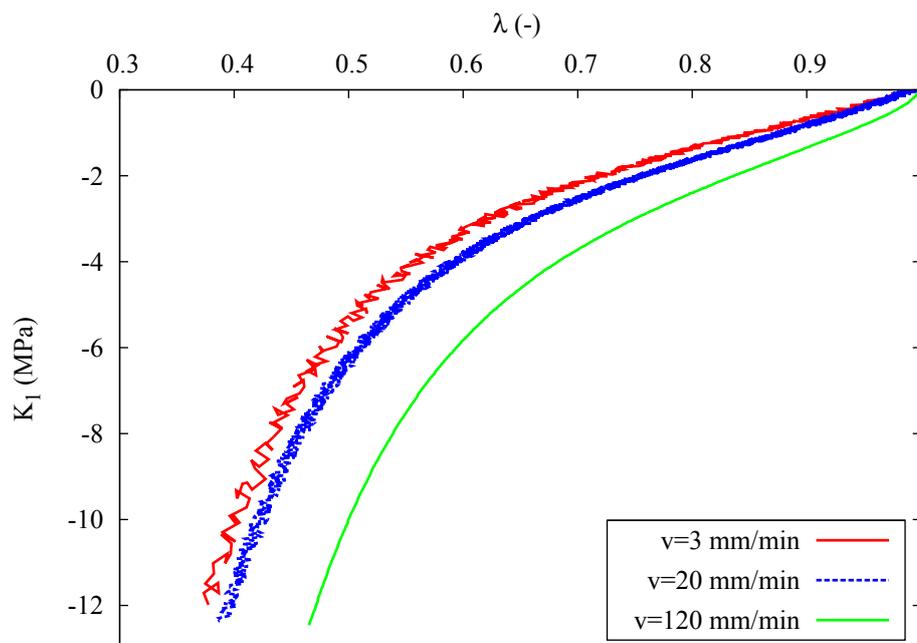


FIGURE 5.16 – Essai de compression uniaxiale - Effet de la vitesse de déformation.

5.5 Essais de compression œdométrique sur le revêtement

5.5.1 Description de l'essai

Les essais de compression œdométrique ont été effectués au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris sur une machine Instron. La force est mesurée grâce à une cellule de charge d'une capacité de 50 kN. L'essai œdométrique consiste à comprimer une éprouvette de caoutchouc dans une chambre de compressibilité confinée (Fig. 5.17). Cette chambre est fabriquée en laiton afin de minimiser les frottements lors du déplacement longitudinal de l'éprouvette. Cette matrice

à paroi rigide bloque le déplacement radial de l'éprouvette. Cet essai idéalise donc les conditions d'impact avec un gros minéral, $h/r \leq 7$ (Fig. 5.1b). Les éprouvettes, de géométrie cylindrique, sont constituées d'un empilement de cylindres prélevées par jet d'eau sur des plaques d'épaisseur égale à 2.3 mm. La compression est appliquée à l'aide d'un piston sur un éprouvette d'une hauteur h_0 de 11.5 mm. Comme l'élastomère testé est compact, le dispositif expérimental est équipé d'un capteur de déplacement précis. Ce capteur LVDT, ayant une course de ± 4 mm permet de mesurer le déplacement vertical lors de la descente du piston.

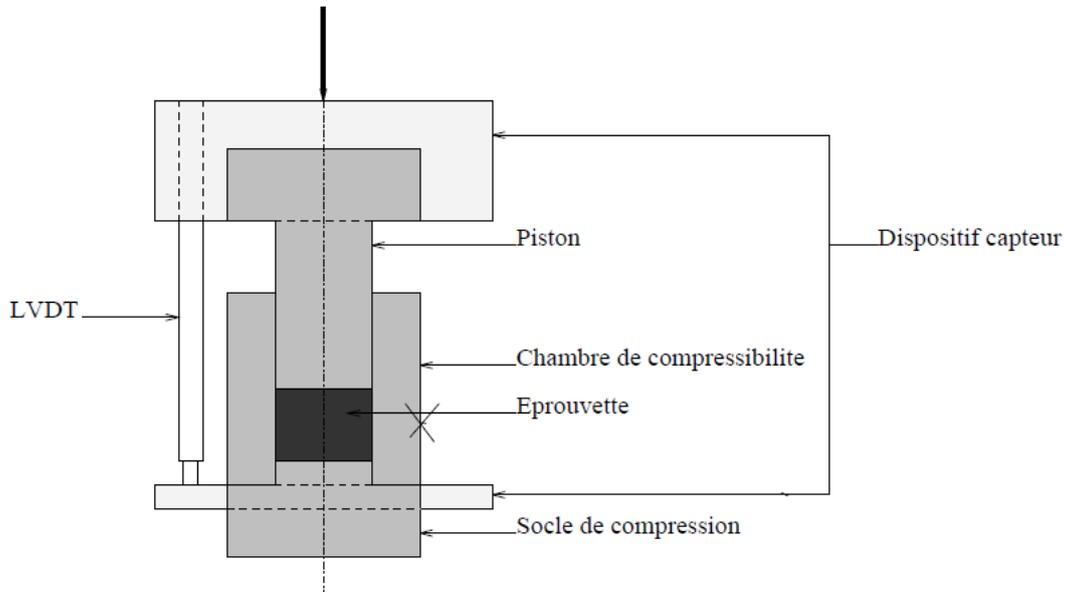


FIGURE 5.17 – Dispositif expérimental pour un essai de compression œdométrique.

5.5.2 Courbe de compression conventionnelle

La figure 5.18 illustre le comportement de l'élastomère sous chargement de compression œdométrique obtenu pour une vitesse de déformation de 0.003 s^{-1} . On constate que le comportement est non linéaire et peut être divisé en deux phases de compression : la première phase correspond à une élongation du matériau comprise entre 1 et 0.985. Cette phase correspond à la mise en place du dispositif expérimental de compression œdométrique. La deuxième phase correspond à la compression du caoutchouc compact, permettant ainsi de mesurer le module de compressibilité.

5.5.3 Module de compressibilité K

En plus de leur caractère hyperélastique, les élastomères sont considérés quasi-incompressibles : il en résulte que le coefficient de Poisson est proche de 0.5. Le module de compressibilité varie entre 1 et 3 GPa alors que le module de cisaillement est négligeable (de l'ordre de quelques MPa). Cette différence notable signifie que le caoutchouc ne change pas de volume, même sous chargement à fortes contraintes. Dans cette partie, nous allons estimer le coefficient de Poisson et le module de compressibilité K pour l'élastomère étudié. Ces deux grandeurs mécaniques peuvent être déterminées à partir de la pente de la courbe et des équations de la mécanique des solides en élasticité linéaire pour les petites déformations [37].

Dans ce cas, le tenseur de contraintes en coordonnées cylindriques à la configuration suivante :

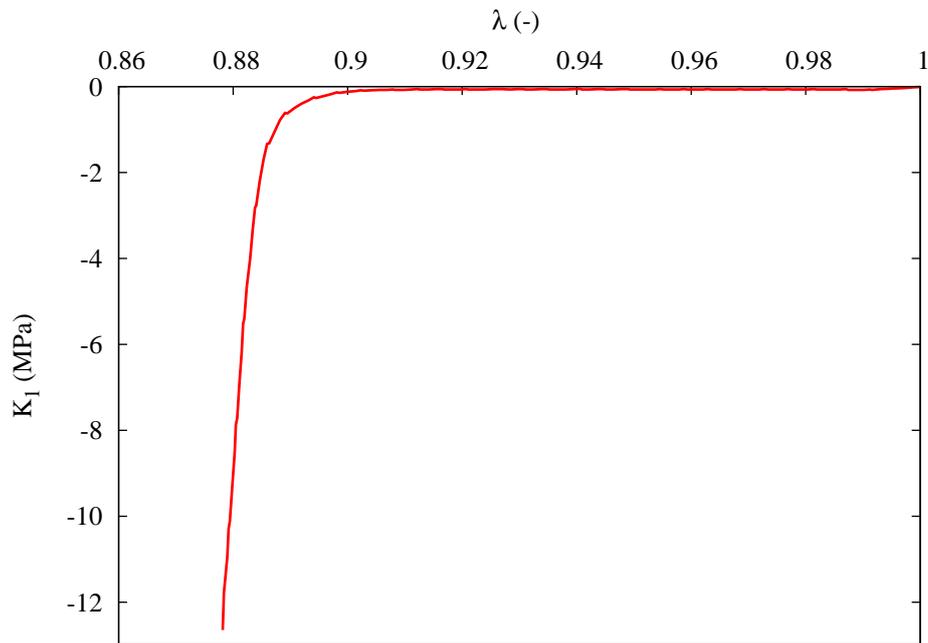


FIGURE 5.18 – Courbe contrainte-élongation pour l’essai de compression œdométrique.

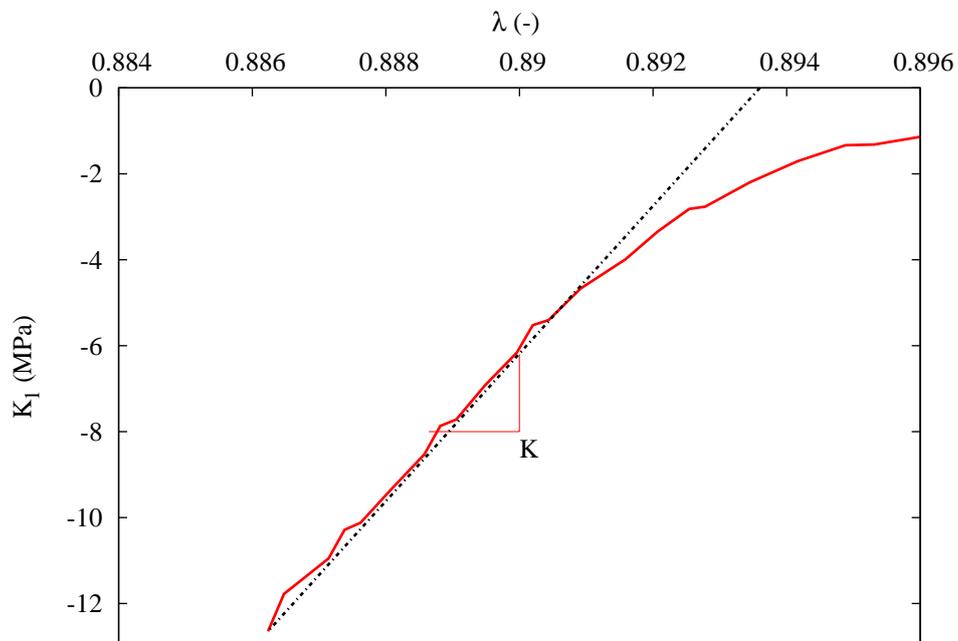


FIGURE 5.19 – Détermination du module de compressibilité sur la dernière partie d’un essai de compression œdométrique

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

Vu les conditions de symétrie de l'essai, les relations entre contraintes-déformations en coordonnées cylindriques sont les suivantes :

$$\sigma_{rr} = \frac{E}{1+\nu}(\varepsilon_{rr} + \frac{3\nu}{1-2\nu}\varepsilon_m) \quad (5.5)$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{E}{1+\nu}(\varepsilon_{\theta\theta} + \frac{3\nu}{1-2\nu}\varepsilon_m) \quad (5.6)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{E}{1+\nu}(\varepsilon_{zz} + \frac{3\nu}{1-2\nu}\varepsilon_m) \quad (5.7)$$

avec

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{zz}}{3}$$

L'essai de compression œdométrique est réalisé à déplacement imposé : pour une variation instantanée de Δh (avec $\Delta h > 0$ en compression), on mesure une variation Δf de la force de compression (N/mm).

$$\frac{\Delta f}{\Delta h} = 3.81.10^4$$

Les déformations radiale et ortho-radiale sont nulles car le déplacement est bloqué par la paroi rigide de la chambre.

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\Delta h}{h_0} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{rr} = \varepsilon_{\theta\theta} = 0$$

On en déduit alors :

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{\Delta h}{h_0} \quad (5.8)$$

$$\sigma_{zz} = \frac{F}{S_0} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{\Delta h}{h_0} \quad (5.9)$$

L'élastomère est très peu compressible alors $\nu \simeq 0.5$ et $G \ll K$.

$$K = \frac{\Delta f}{\Delta h} \frac{h_0}{S_0} = 2021 \text{ MPa}$$

Le module intégré dans le calcul est celui déterminé précédemment sur les éprouvettes pions testées en compression uniaxiale, qui est égal à 8 MPa.

Comme

$$3K = \frac{E}{1-2\nu} \quad \text{soit} \quad \nu = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{E}{3K}\right) = 0.49934$$

5.6 Synthèse

Les essais de traction monotone réalisés sur les fils du renfort tissé (chaîne et trame) révèlent un comportement non linéaire avec trois domaines distincts. Un premier domaine quasi-linéaire est identifié, à partir duquel le module de Young des fils est déterminé (les fils de chaîne sont plus rigides que ceux de la trame) suivi d'un deuxième domaine caractérisé par la rigidification (augmentation du module tangent). Enfin, un troisième domaine est mis en évidence, celui-ci correspond à la rupture finale du fil traduite par la diminution du module tangent. Ce comportement non linéaire des fils thermoplastiques ne sera pas pris en compte dans la modélisation multi-échelle de la bande.

De plus, les essais de traction à différentes vitesses de déplacement mettent en évidence la présence des oscillations en dents de scie. Leur amplitude s'accroît au fur et à mesure qu'on s'approche de la rupture finale. Cette instabilité comportementale est due à la rupture progressive des fibres. Ainsi, deux grandeurs prédictives de la durée de vie d'un fil ont été définies : le taux d'usage et le taux de sécurité.

Les essais de traction sur éprouvette lisse de PVC ont permis de révéler un comportement non-linéaire pour lequel une rigidification du PVC a été constatée avec la déformation. Le comportement des deux grades de PVC (matrice et revêtement) est assez semblable.

La caractérisation mécanique du revêtement d'élastomère a été réalisée par des essais de compression uniaxiale et œdométrique. Ces essais mettent en évidence un comportement non linéaire et une rigidification du matériau. Le coefficient de Poisson et le module de compressibilité de l'élastomère ont été calculés en se référant aux courbes de compression et aux équations de la mécanique du solide en élasticité linéaire isotrope.

Le tableau synthétise les résultats des essais de caractérisation mécanique des différents constituants de la bande (Tab. 5.1).

Constituants	Matériau	Module de Young (MPa)	σ_R (MPa)	ε_R (%)
chaîne	PET	7900	650	11-12
trame	PA66	2300	350	15-18
matrice	PVC	7.2	6	90
revêtement	élastomère	8	-	-

TABLE 5.1 – Propriétés mécaniques des constituants de la bande.

Chapitre 6

Observations de la microstructure du matériau composite

Dans ce chapitre, la Tomographie aux rayons X est utilisée pour obtenir des observations au coeur de la bande saine (à l'échelle mésoscopique). L'état initial de la microstructure y est révélé. Les défauts de mise en œuvre décelables à la résolution proposée par la technique y sont répertoriés. L'expertise de l'échantillon dégradé a été réalisée aux deux échelles macroscopiques et mésoscopiques de la bande. Ces analyses mettent en évidence les différents indices responsables de la chute des performances mécaniques de la bande (rupture des fils, fissurations, ...). Ainsi, certains indices répertoriés seront pris en compte dans la modélisation numérique. .

Sommaire

6.1	Objectifs / Procédure expérimentale	108
6.2	Matériau à l'état sain (avant mise en service)	108
6.2.1	Observations sur les renforts	108
6.2.2	Porosité initiale dans la matrice	110
6.2.3	Charges contenues dans la matrice	112
6.3	Observations du matériau à l'état endommagé	113
6.3.1	Dégradation de la bande à l'échelle macroscopique	113
6.3.2	Dégradation de la bande à l'échelle mésoscopique	115
6.4	Synthèse et interprétations	118

6.1 Objectifs / Procédure expérimentale

Pour décrire le comportement mécanique des matériaux composites textiles, plusieurs mécanismes de rupture sont à considérer, comme la rupture transversale ou longitudinale, la décohésion fibre/matrice, la rupture des fibres et le délaminage. Il existe plusieurs techniques de caractérisation des matériaux à microstructures hétérogènes. Sauf qu'avec certaines méthodes d'observation, les difficultés sont nombreuses pour accéder à la microstructure du matériau composite. Par exemple, la coupe d'un échantillon entraîne l'effritement et la cassure des fibres, en particulier pour les renforts secs. Même l'ajout de la résine pour maintenir le renfort peut modifier la géométrie. La Tomographie X permet d'outrepasser ces inconvénients sans avoir à découper un échantillon du matériau. La caractérisation par Tomographie X a l'avantage de fournir une description complète de la morphologie du matériau en 3 dimensions. Cette technique d'analyse non destructive donne un accès direct à la microstructure interne du matériau endommagé. Pour une résolution donnée, l'emploi des rayons X permet la visualisation d'échantillons ayant une épaisseur importante, ce qui est le cas de la bande transporteuse. En effet, les observations tomographiques sont bien adaptées pour l'observation du renfort tissé et la résine. Ainsi, la bande a été caractérisée avant (bande saine) et après la mise en service (bande endommagée). Les observations réalisées à cette échelle sont qualifiées d'observations "mésoscopiques". L'ensemble des observations a été effectué à l'Institut Navier de l'Ecole des Ponts ParisTech. Dans les 2 cas, les clichés obtenus sont des images à nuance de gris (16 bits) avec une résolution de $8 \mu\text{m}$ par pixel. Cette résolution reste convenable pour identifier les différents constituants du matériau ainsi que les contours qui délimitent. Les données obtenues permettent de reconstruire un volume décrivant la microstructure de la bande. La démarche étant de s'inspirer, par la suite, des observations tomographiques pour la modélisation numérique.

The Laboratoire Navier microtomograph used to run these experiments has been acquired with the financial support of Région Île-de-France.

6.2 Matériau à l'état sain (avant mise en service)

Une première utilisation des rayons X a été réalisée sur le matériau avant sa mise en service. Nous disposons d'échantillons de bande avec et sans revêtement (couche 3 seulement). Cette méthode d'analyse permet de visualiser l'état initial de la microstructure, d'une part, la répartition tridimensionnelle des phases (chaîne, trame, matrice). D'autre part, elle a pour but de prendre connaissance des défauts de fabrication ainsi que la variabilité des caractéristiques physiques et mécaniques du matériau multicouche.

6.2.1 Observations sur les renforts

Les analyses tomographiques sur le composite sain servent à évaluer la géométrie initiale du renfort tissé (dimensions des fils, ondulations, ...) et détecter les éventuels défauts liés au procédé de fabrication/élaboration de la bande. Un échantillon a été prélevé à partir des éprouvettes de bande (produit fini) fournies par l'industriel. Les dimensions de l'échantillon parallélépipédique sont en mm de $24.8 \times 6.6 \times 9.3$. La micrographie effectuée sur cet échantillon révèle la microstructure initiale du composite (Fig. 6.1) sur laquelle 2 éléments principaux du matériau composite sont identifiés : les fils du renfort et la résine polymère. On note également la complexité architecturale de la structure tissée marquée par des défauts d'alignement des zones de chaîne et de trame du tissu (Fig. 6.2) : les fils de chaîne (superposés), tout comme ceux de la trame, ne se situent pas dans une même zone. Les sections des fils du renfort tissé diffèrent entre les 2 renforts du tissu : elles sont elliptiques pour les fils de trame et circulaires pour les fils de chaîne. Pour

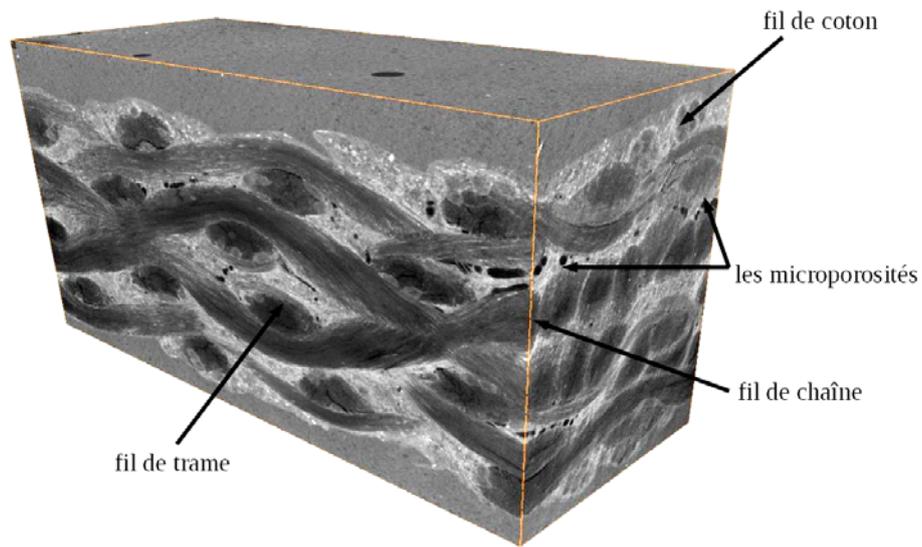


FIGURE 6.1 – Microstructure de la bande saine (16.6 mm×9 mm×8 mm).

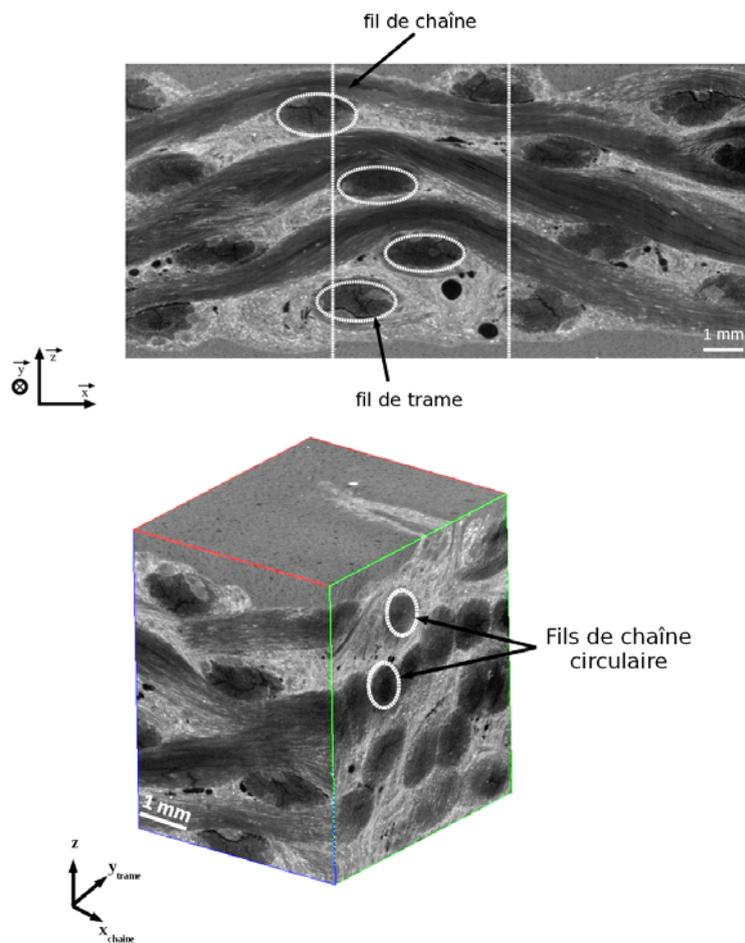


FIGURE 6.2 – Sections et défauts d'alignement des fils du renfort (chaîne et trame).

un même fil, la section change de forme selon sa position dans le renfort. Elles peuvent s'aplatir aux contacts des autres fils. Toutes ces variabilités géométriques dues au procédé de fabrication de la bande, ne seront pas prises en compte dans le modèle virtuel du composite tissé.

6.2.2 Porosité initiale dans la matrice

La bande (finie) a une résine polymère contenant des microporosités. Leur présence peut avoir des effets néfastes à la fois sur le transfert de charge fil/résine mais aussi sur la cohésion entre ces 2 constituants. Pour déterminer les causes possibles d'apparition des porosités, un autre échantillon a été prélevé dans des éprouvettes de bande sans revêtement (Fig. 6.3). Cet échantillon n'est autre que la carcasse en tissu imprégnée de PVC (couche 3) ; il n'est ni recuit ni compacté. Contrairement à l'échantillon précédent, il existe 2 types de porosités : "les microporosités" et "les macroporosités". Les macroporosités sont des zones complètement dépourvues en matrice. Elles sont situées dans les interzones proches des surfaces du tissu, notamment entre les fils de chaîne et des entrelacements chaîne/trame. Par contre, les microporosités sont plutôt observables dans la partie centrale de la carcasse. Nous allons tenter d'évaluer le taux volumique de porosité présent dans les 2 échantillons par analyse d'images obtenues par Tomographie X. Celle-ci sera détaillée dans ce qui suit dans le cas de l'échantillon de la bande finie (avec revêtement).

L'analyse des images a pour principal but de séparer les porosités du reste de l'échantillon et définir leurs caractéristiques. Les images décrites en nuance de gris (16 bits) sont transformées en une image binaire (8 bits) en vue de l'analyser. Les niveaux de gris de chaque pixel varient entre 0 représentatif de la couleur noir et 255 pour la couleur blanche. Une opération de seuillage est appliquée sur les clichés. Elle consiste à sélectionner et séparer du reste des images les différentes phases du matériau. Ces phases sont représentées par des niveaux de gris relativement proches et compris entre 2 valeurs seuils déterminées à l'aide du logiciel d'analyse d'images "Avizo" (FEI Visualization Sciences Group). Les pixels de l'image associés à la porosité peuvent être conservés. La porosité étant représentée par des zones très sombres (noires) de l'image. Les niveaux inférieur et supérieur du seuillage sont fixés grâce à un histogramme représentatif de la distribution des pixels suivant leurs valeurs de niveau de gris. L'image prise par Tomographie présente de bons contrastes entre les différentes phases (fibres, résine, porosités), il est possible alors d'effectuer une analyse quantitative sur ces 3 éléments constitutifs du matériau composite. Cette étape est très complexe vu la taille de l'échantillon scanné. Il est nécessaire de définir un volume de travail plus réduit pour faciliter l'étape de seuillage de l'image. Un volume cubique (Fig. 6.4) a été choisi pour déterminer la morphologie des porosités présentes dans la résine. Situé à l'intérieur de l'échantillon, ce volume cubique a une arête de longueur égale à 2.4 mm. Un exemple obtenu est proposé sur la figure 6.5 où chaque phase est représentée par une couleur. La couleur verte est représentative des pixels codant les porosités, le rouge représente la matrice et le violet représente les fibres.

Le logiciel assemble ensuite toutes les images pour reconstruire ce volume obtenant ainsi la forme des porosités présentes dans le matériau initial. La reconstruction volumique permet la visualisation de leur morphologie tridimensionnelle. En retirant la matrice, le rendu 3D des pores est visible dans la figure 6.6. Les défauts ont une forme tubulaire avec des tailles variables et assez importante par rapport à la taille du volume de travail étudié. Elles varient entre 0.3 et 1 mm. Le taux volumique de porosité présent dans ce volume de travail est estimé à environ 13 %. Cette valeur est à prendre avec précaution et constitue une évaluation de ce taux à un endroit bien précis du composite. Il est nécessaire de réaliser une étude statistique de ce paramètre en choisissant plusieurs volumes d'échantillonnage dans le matériau [16]. Dans le cas d'un échantillon

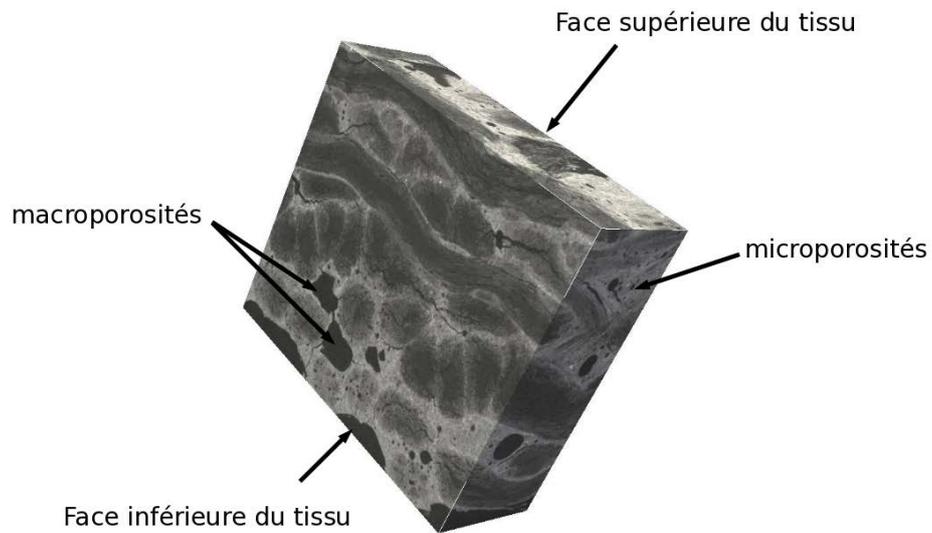


FIGURE 6.3 – Microstructure de la bande saine sans revêtements (8.8 mm×3 mm×9.8 mm).

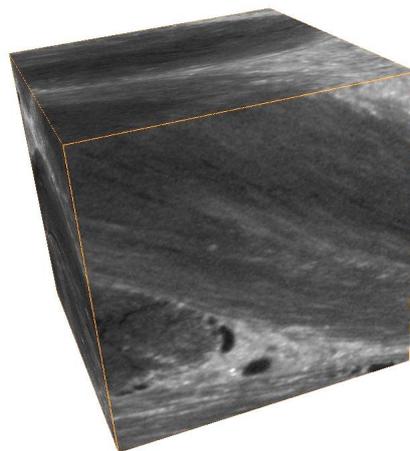


FIGURE 6.4 – Volume de travail réduit (2.4 mm×2.4 mm×2.4 mm).

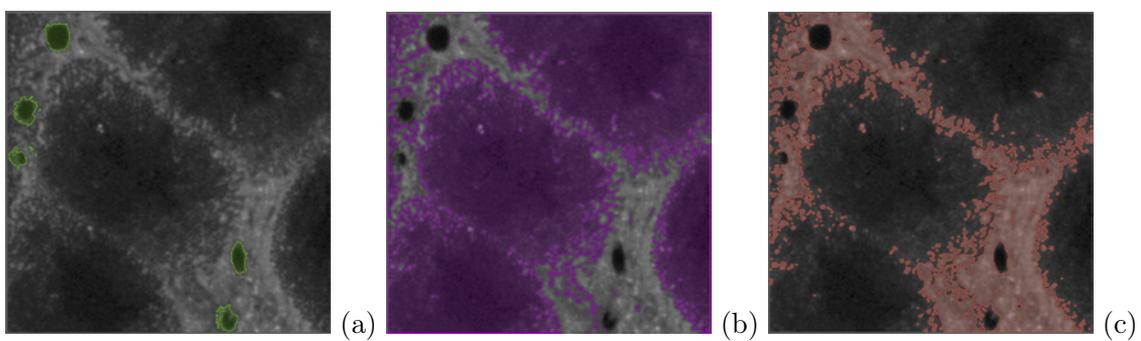


FIGURE 6.5 – Procédure de seuillage : les différentes phases du matériau. (a) porosité de couleur verte (b) fils en violet (c) matrice en rouge.

(sans revêtement), le taux volumique de porosité est estimé à 25% (en prenant en compte les macroporosités et les microporosités).

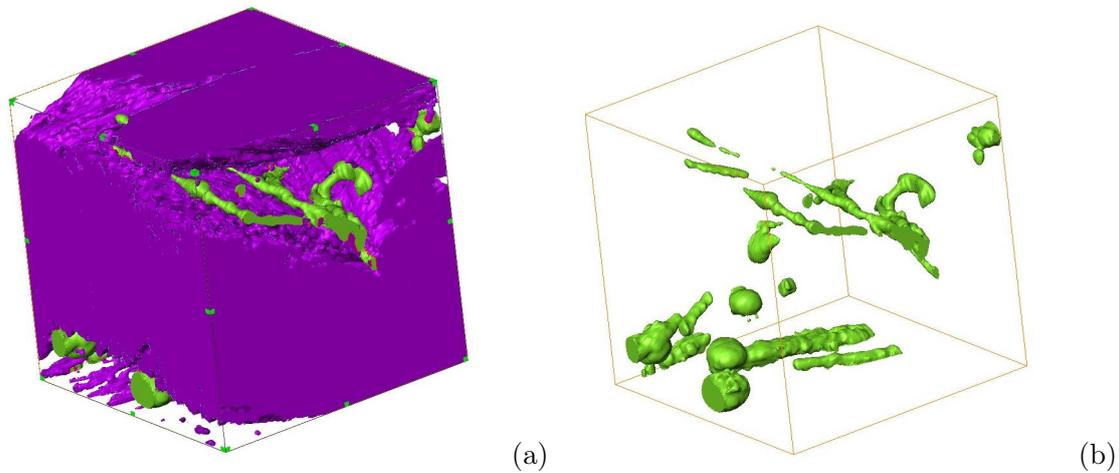


FIGURE 6.6 – Formes des porosités présentes dans un échantillon cubique : (a) les porosités en vert et le fil en violet (b) porosités seules.

6.2.3 Charges contenues dans la matrice

La résine (échantillon de la bande complète) comporte également des tâches blanches correspondant aux charges de la résine. Afin de caractériser la morphologie de ces charges, la microstructure interne du PVC matrice a été analysée par des micrographies MEB. Le faciès de rupture a été obtenu par cryofractographie : c'est une méthode permettant de révéler la microstructure sans la déformer ni l'attaquer chimiquement. Elle consiste à plonger un échantillon dans l'azote liquide pendant 20 à 30 minutes. Des coupures ont été créées dans l'échantillon avec une lame de rasoir, pour permettre de fissurer plus rapidement le matériau après son refroidissement. Ensuite, on provoque une rupture fragile du matériau polymère à coup de marteau. Cette rupture fragile est alors considérée comme sans effet sur la microstructure à analyser. Sur le faciès de rupture de la figure 6.7, des charges de différentes tailles caractéristiques sont présentes. La taille moyenne de ces charges est de l'ordre de 3 micromètres. Ces charges sont des sites potentiels de germination de cavités par décohésion entre la particule et la résine ([3] [4]). La friction entre ces particules et les fils du renfort pourrait aussi induire une abrasion de ces derniers.

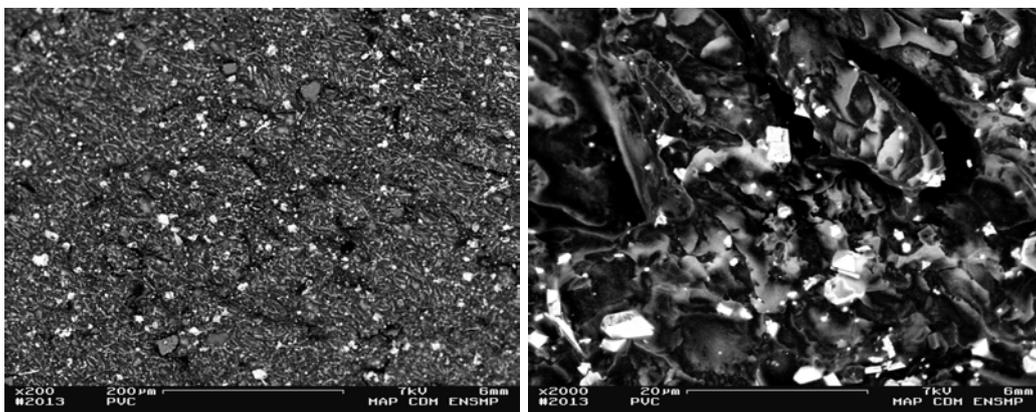


FIGURE 6.7 – Morphologie des charges contenues dans la matrice PVC.

6.3 Observations du matériau à l'état endommagé

Des échantillons prélevés sur une bande retirée prématurément du service montrent une chute de la résistance à la traction dans le sens longitudinal de la structure. Pour rappel, la contrainte à rupture de la bande est de 100 MPa correspondant à une résistance à la traction de 1400 N/mm pour une largeur normalisée. Les essais de traction réalisés par l'industriel sur ces éprouvettes montrent une diminution de la charge à rupture dans le direction chaîne, pouvant atteindre 900 N/mm au niveau de la partie centrale et 1200 N/mm aux bords du matériau : la chute de la contrainte à rupture varie entre 14% et 35% selon la zone de prélèvement de l'échantillon. Pour identifier les causes principales de cette chute de performances mécaniques, des investigations ont été menées sur un échantillon prélevé au niveau du bord de la bande endommagée, fourni par Cobra Europe.

6.3.1 Dégradation de la bande à l'échelle macroscopique

Les premières observations visuelles de l'échantillon mettent en évidence plusieurs indices de dégradation : des reliefs (ou des bosses) sur les faces de la bande, des perforations du revêtement, rupture de la bande ...

Les reliefs sur la bande

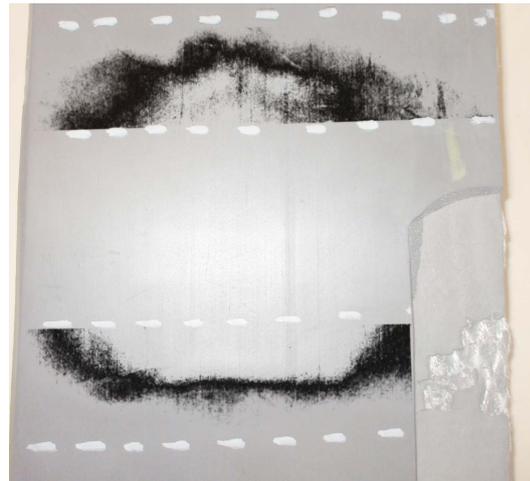
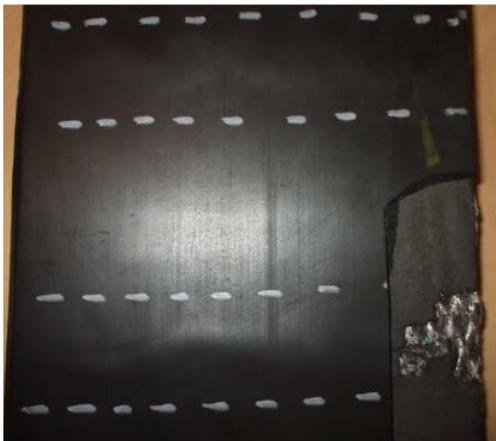
Les premières observations réalisées sur la bande endommagée montrent des défauts de surface qui altèrent l'aspect extérieur de la bande. Ces défauts sont des reliefs (bosses) rectilignes visibles à la surface du revêtement supérieur (côté minerai-couche 1). Ils traversent toute la largeur de l'échantillon dans la direction trame, avec une amplitude variant d'un relief à l'autre. En effet, il existe 2 reliefs plus prononcés que les autres dans la face supérieure du stratifié. Ils sont délimités par 2 traits discontinus sur toute la largeur de la bande (sens trame) (Fig. 6.8a et Fig. 6.8b). En enlevant les revêtements (caoutchouc et PVC) dans cette zone, on constate que tous les fils de chaîne à la surface du tissu sont rompus et enchevêtrés. A ce stade, on ne sait pas si la coupure des fils provient du retrait du revêtement. D'autres reliefs moins prononcés se situent entre les 2 précédents. Ils sont difficilement visibles à l'œil nu, seul un éclairage rasant les fera apparaître. Une vue de face de l'échantillon (Fig. 6.8c) montre ce type de relief. De même, ces défauts de forme sont aussi présents sur la surface du revêtement inférieur (côté rouleau-couche 5).

La perforation du revêtement

Elle se manifeste par des coupures ou des fissures accidentelles à la surface de l'élastomère (Fig. 6.8d). Elles sont probablement dues à la pénétration d'un corps étranger acéré (minerai, pierre, ...) suite à un choc violent d'un minerai ou un frottement répété à la surface de la bande, ce qui engendre la détérioration de la carcasse. La présence de ces fissures augmente le risque de contamination de la bande (humidité, agents chimiques,...). Elles peuvent se propager à l'intérieur du matériau composite (couche 3) induisant un endommagement des matériaux constitutifs de la bande, voire même une perte d'adhésion entre les différentes couches.

Rupture de la bande

La figure 6.8e montre une rupture totale de l'échantillon à partir du bord.



(a) Reliefs délimités par des traits discontinus. (b) Reliefs sur la bande après traitement de l'image.



(c) Reliefs sur la bande (vue de face)



(d) Perforation du revêtement



(e) Rupture complète des 5 couches de la bande près du bord

FIGURE 6.8 – Observations réalisées sur le bord d'une bande endommagée.

Différence de dégradation selon la localisation sur la bande

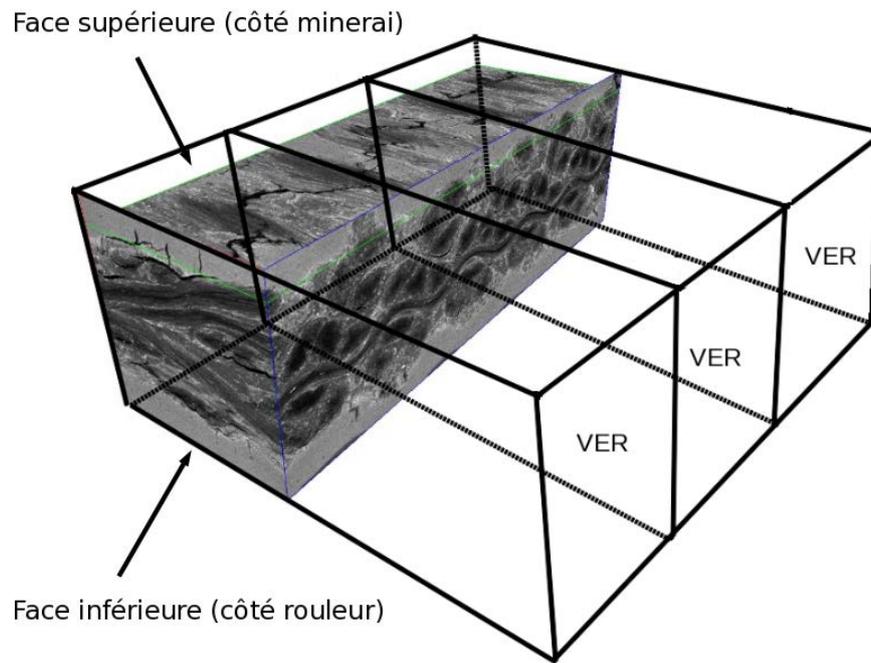
On ne dispose que d'un échantillon dégradé provenant des extrémités de la bande. Donc, il est difficile de donner un ordre d'idée de ce que présente la partie centrale comme type de dégradation. Pour y remédier, nous allons nous intéresser à un autre type de bande semblable à celle de l'étude. La figure 6.9 est une photo d'un échantillon issu de la partie centrale de cette bande. Elle montre une détérioration plus prononcée de sa partie centrale. Elle se manifeste par une usure du revêtement côté rouleur par arrachement de l'élastomère. Cela est certainement dû à l'impact du minerai sur la bande, qui par friction et abrasion, abîme la surface du stratifié.



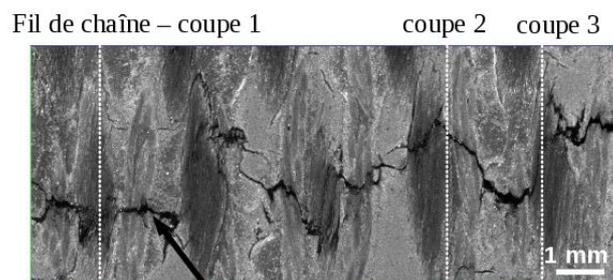
FIGURE 6.9 – Détérioration prononcée de la partie centrale de la bande.

6.3.2 Dégradation de la bande à l'échelle mésoscopique

Pour accéder au renfort de la bande, il a été tenté de décoller le revêtement. Cette opération hasardeuse peut induire la rupture des fils superficiels. Afin d'éliminer ce risque d'endommagement des fils, nous avons fait appel de nouveau à la Tomographie X. Un échantillon a été prélevé du matériau dégradé (bord d'une bande) s'étendant sur 2.4 cm dans le sens de la longueur du relief. Il est donc possible d'accéder à l'état de la microstructure dans son épaisseur en gardant les revêtements d'élastomère et de confirmer la présence ou non de fils coupés à la surface du tissu (en dessous du relief), notamment au cœur du tissu. La figure 6.10 est une reconstruction tridimensionnelle du volume de l'échantillon observé. Les dimensions de l'échantillon parallélépipédique sont en mm de $24 \times 8.2 \times 8$. Ce dernier correspond à l'empilement d'une partie des 3 cellules élémentaires périodiques. La figure 6.10a est une vue en perspective du matériau où on a enlevé "virtuellement" le revêtement supérieur de la bande (couche 1). Des fissures sont visibles au niveau de la couche 2 (Fig. 6.10b). Elles longent toute la longueur de l'échantillon (orientation du relief) et s'étendent jusqu'à la partie supérieure du tissu (couche 3) coupant ainsi les fils de chaîne situés à la surface du renfort. La figure 6.10b est une vue de dessus de cette face supérieure pour repérer quelques exemples de fils coupés (coupes 1-2-3). Nous constatons que tous ces fils sont complètement rompus au niveau des bosses de l'interzone IZ-0 selon un axe de coupe perpendiculaire à la direction chaîne de la bande (Fig. 6.11). De plus, il faut signaler que les torons de coton sont aussi coupés (Fig. 6.10). La fissure se propage jusqu'au fil de trame s'accompagnant d'une multifissuration de la matrice et d'importantes décohésions trame/matrice puis elle se bloque. Ainsi, elle n'atteint pas les interzones suivantes, c'est à dire que tous les autres fils dans le cœur du renfort sont intacts.



(a) Vue en perspective



(b) Vue de dessus

FIGURE 6.10 – Tomographie X : microstructure endommagée de la face supérieure de la bande.

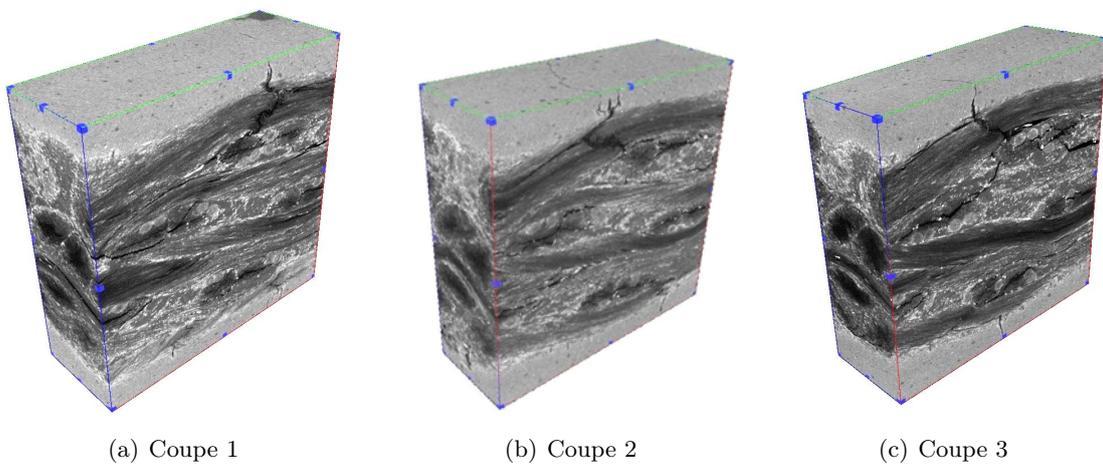
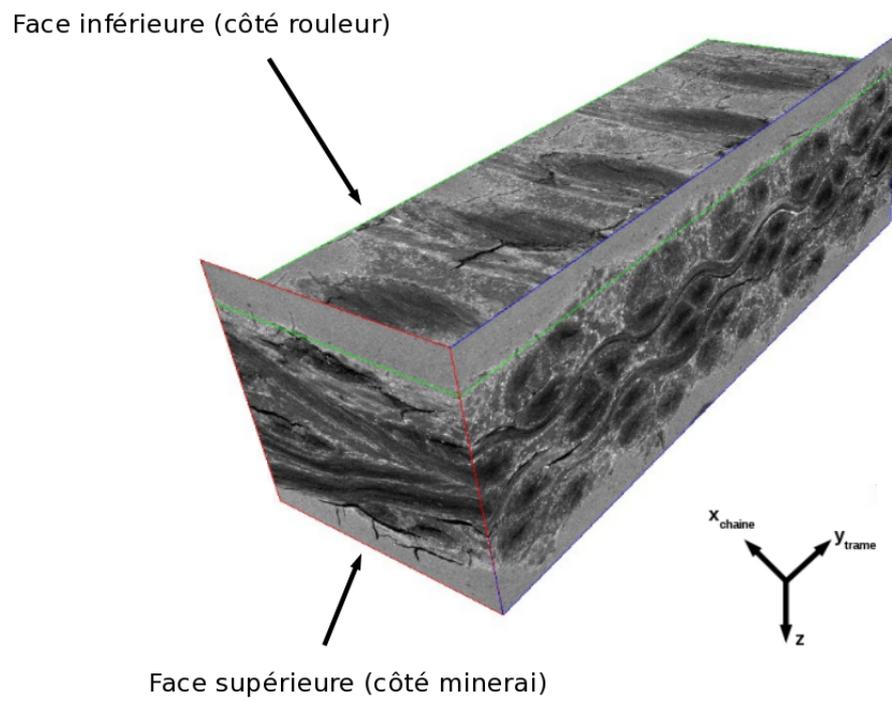
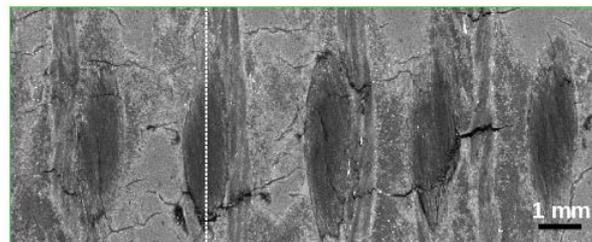


FIGURE 6.11 – Coupures des fils de chaîne à la surface du tissu (face supérieure).



(a) Vue en perspective



coupe 1

(b) Vue de dessus

FIGURE 6.12 – Tomographie X : microstructure endommagée de la face inférieure de la bande.

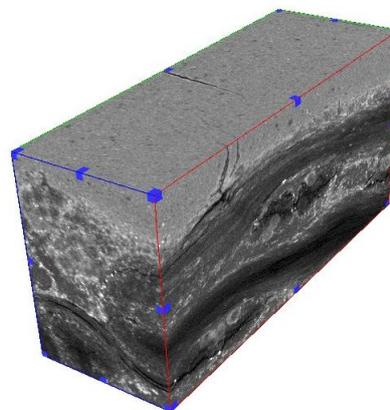


FIGURE 6.13 – Coupure partielle du fil de chaîne à la superficie du tissu (face inférieure).

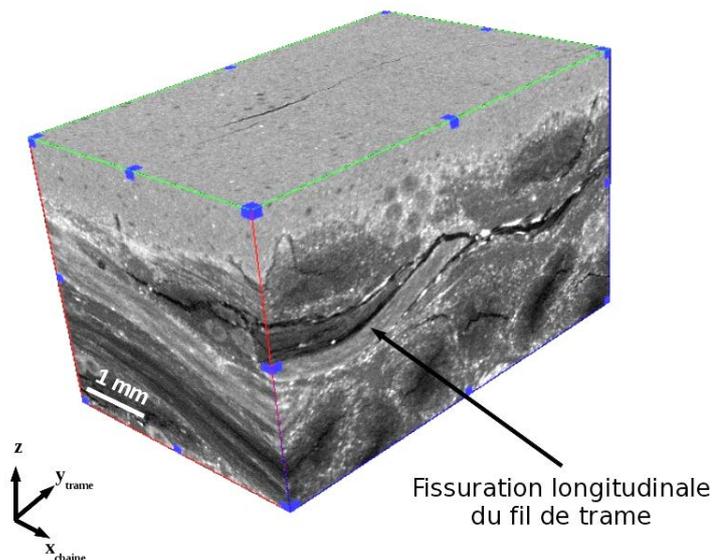


FIGURE 6.14 – Tomographie X : fissuration longitudinale d'un fil de trame.

Rappelons qu'il existe d'autres reliefs au niveau de la face inférieure de la bande. Les investigations menées sur l'autre face du matériau montre une fissuration similaire à celle observée précédemment (Fig. 6.12), dont la profondeur est moins importante. Ces microfissures internes atteignent la surface (inférieure) du tissu entraînant une coupure partielle du fil de chaîne (interzone IZ-4) puis elles s'arrêtent (Fig. 6.13). Sur ce fil coupé, le nombre de fibres rompues est estimé à 30%.

D'autres formes de dégradation sont mises en évidence par les observations tomographiques comme la fissuration longitudinale des fils de trame (Fig. 6.14). Des décohésions apparaissent à l'interface fils/matrice ou bien à l'interface entre l'entrelacement (entrecroisement) des fils orthogonaux. De plus, les micrographies révèlent aussi une dégradation prononcée de la matrice se traduisant par des fissurations matricielles. Ces fissures proviennent de la coalescence probable des porosités initiales et des nouvelles cavités formées autour des charges.

Ces investigations ont permis de déterminer les différentes observations d'endommagement et de rupture qui sont à l'origine de l'usure de la bande (coupures de fils de chaîne, dégradation de la matrice, etc ...). Ces analyses nous ont amenées à mieux comprendre l'évolution microstructurale de la bande après la mise en service. Pour la suite de l'étude, on considère que la coupure des fils est le moteur principal de la dégradation du matériau composite. L'usure de la matrice et les modifications microstructurales du renfort entraînent par transfert de charge la rupture de nouveaux fils, c'est à dire, l'accumulation progressive des coupures de fils peut induire la rupture finale de la bande. Nous allons tenter d'expliquer les causes engendrant cette dégradation prématurée du composite puis déterminer la cinétique d'endommagement grâce une modélisation mutliéchelle.

6.4 Synthèse et interprétations

La durée de vie des bandes transporteuses est largement conditionnée par les caractéristiques propres des matériaux constitutifs, ses conditions d'utilisation et son environnement. Elle se limite à quelques années de service. Les défaillances apparaissent avec le temps et peuvent entraîner

une détérioration prononcée du matériau pouvant aller jusqu'à sa rupture. Elles sont induites par les sollicitations mécaniques complexes du matériau se traduisant par une dégradation des performances mécaniques. La compréhension des mécanismes de dégradation permettrait d'optimiser l'architecture du matériau, et d'apporter des solutions pour assurer sa protection contre les aléas externes qui proviennent de son environnement de fonctionnement. L'analyse des échantillons sain et endommagé par Tomographie X nous a permis de tirer plusieurs enseignements sur la microstructure initiale de la bande ainsi que les différents endommagements induits mécaniquement : les principaux défauts préexistants dans le matériau après son élaboration (matériau sain) ont été caractérisés. Ces défauts affectant le matériau lors du procédé de mise en forme sont internes (un alignement imparfait des zones de chaîne WaZ et de trame WeZ, des porosités, ...). La présence de ces pores peut être due, d'une part, à un faible écoulement visqueux de la résine lors de l'imprégnation du renfort. Celle-ci n'atteint pas les zones situées au cœur du renfort, notamment les entrecroisements chaîne/trame. D'autre part, la pression de compaction appliquée sur la bande minimise la porosité de l'ensemble. En effet, le traitement n'enlève pas complètement les macroporosités mais réduisent considérablement leur taille, laissant place cette fois à des microporosités. Au niveau de l'interface, la microstructure initiale révèle aussi des décollements entre la matrice et la fibre qui sont dus à la mauvaise imprégnation des fibres par la matrice polymère. Les différents défauts de fabrication cités dans cette partie sont des facteurs qui altèrent la pertinence du calcul par éléments finis dont tout est déterministe (maillage idéalisé, valeur des paramètres sans dispersion ...).

Les observations macroscopiques menées sur une bande endommagée ont permis de constater que des reliefs périodiques sont observables sur toute la largeur des revêtements supérieur et inférieur de la bande. La reconstruction d'images de Tomographie révèle une rupture des fils de chaîne situés au niveau des reliefs, celle-ci est totale pour l'interzone IZ-0/B et partielle pour l'interzone IZ-4/C. La dégradation des 2 faces de la bande est due à un chargement alterné non symétrique de flexion lors du passage des différentes entités du convoyeur. La disparité de cette dégradation provient de la fréquence de l'enroulement des 2 faces autour des tambours et des rouleaux de guidage : lors d'un tour complet de la bande, la face inférieure est fréquemment au contact de la tôle de glissement du tambour par rapport à l'autre face de la bande. En plus de ce chargement asymétrique de flexion, le risque de dégradation est plus élevé au passage des tambours à petits diamètres. De plus, les analyses mettent en évidence d'autres indices responsables de la chute de la contrainte à rupture de la bande tels que la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice... Dans la partie numérique, nous allons tenter d'évaluer les conséquences de ces coupures de fil sur la bande pour différentes sollicitations (traction, flexion) en s'inspirant de ces différents enseignements collectés lors de ces analyses tomographiques.

Troisième partie

**PARTIE 3 : ETUDE DE
MODELISATION**

Chapitre 7

Analyse mésoscopique du composite tissé. Application à la simulation d'une traction uniaxiale

Ce chapitre réalise l'analyse du tissu à l'échelle mésoscopique. Après avoir clairement défini le VER du tissu, l'ensemble du calcul est mis en place : le maillage (soumis à des obligations sur les modes d'analyse des résultats) est d'abord réalisé ; l'anisotropie des fils oblige à l'initialisation et la réactualisation des repères locaux qui leurs sont associés ; une procédure de coupures de fil est utilisée pour dégrader le tissu ; les caractéristiques des matériaux supposés avoir un comportement élastique linéaire sont récapitulées. Un premier cas de chargement macroscopique sur la cellule est investigué : celui simulant une traction uniaxiale. De ce cas, on tire des enseignements qui sont en fait, applicables de manière plus générale, à tout composite tissé : la définition d'un critère de classement d'architectures utile dans une phase de conception, les fils se trouvent en état de traction axiale, dont la valeur maximale est uniforme par interzone. Ce dernier point permet de simuler la chronologie de rupture des fils de chaîne des interzones et de l'expliquer. Les concepts de taux d'usage et de sécurité sont également définis. Le second cas de chargement macroscopique est envisagé dans le chapitre suivant et va bénéficier des enseignements qui ont été appris dans ce cas de traction : celui, le plus pénalisant, existant pour une bande en service, incluant de la flexion.

Sommaire

7.1	Approche multiéchelle. Objectifs et Motivations	125
7.2	Cellule élémentaire périodique. Repères et notations	127
7.3	Mise en place du calcul	129
7.3.1	Contraintes imposées à la discrétisation de la cellule	129
7.3.2	Maillage de la cellule	131
7.3.3	Commentaires sur les modes d'analyses des contraintes axiales dans les fils	133
7.3.4	Conditions aux limites	133
7.3.5	Initialisation et réactualisation des repères locaux associés à chaque fil de chaîne	136

7.3.6	Coupure des fils. Indication du lieu d'une coupure et de la chronologie des coupures	137
7.4	Lois de comportement	138
7.5	Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaîne pour un état de contrainte macroscopique uniaxial	140
7.6	Définition d'un coefficient de concentration de contrainte comme critère général de classement des architectures tissées	143
7.7	Justification d'une rupture par interzone. Explication de la rupture du tissu en traction uniaxiale	149
7.8	Coupages d'interzone et transfert de charge en traction uniaxiale .	150
7.9	Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en traction .	152
7.10	Applications aux données issues de chargement cyclique en traction	153
7.11	Rupture complète d'une bande à partir du bord	155

7.1 Approche multiéchelle. Objectifs et Motivations

Les structures composites, en particulier celles à renforts textiles, sont considérées comme des matériaux hétérogènes dont la structuration peut se décliner sur une vaste gamme d'échelles. Ces différentes échelles d'hétérogénéité sont liées à la pluralité des constituants (fils, matrice, fibres...) et la complexité morphologique de leur microstructure (ondulations, formes...). Les procédés de fabrication contribuent à l'accroissement des non-uniformités et des discontinuités au sein la microstructure (cavités, fissures...). La prise en compte de ces différents détails architecturaux lors de la simulation numérique du comportement mécanique d'une structure composite reste complexe, voire impossible.

S'inscrivant dans cette problématique microstructurale des matériaux hétérogènes, des techniques de modélisation innovantes ont vu le jour dans les années 80 [41] [28] : les processus multiéchelles. Ces techniques, basées sur des concepts théoriques généraux, sont propices à l'utilisation du calcul numérique intensif et l'apparition conjointe des calculateurs (de plus en plus puissants) a favorisé leur développement pour les rendre désormais quasiment incontournables pour l'étude de tous types de matériaux [20] mais des matériaux composites en particulier [15] [14]. Une approche de ce type est donc parfaitement appropriée aux composites textiles. Elle permet de décrire la morphologie de la microstructure d'un tissu, ses phases constitutives et ses interfaces, tout en permettant l'acquisition de résultats fins dans des délais de temps raisonnables. Ce type d'approche numérique rend possible la prédiction de la réponse mécanique de la structure globale et la compréhension des mécanismes et phénomènes locaux, sous différentes sollicitations.

Ici, on ne fait aucun rappel sur ces techniques, on admet connu leurs concepts et leur vocabulaire et on ne définit que ce qui est nécessaire à leur utilisation.

Ainsi, cette méthodologie considère classiquement 2 échelles. Ces échelles ont été définies et choisies dans les chapitres précédents. Rappelons néanmoins qu'il s'agit de l'échelle macroscopique et de l'échelle mésoscopique dont les choix ont été motivés par le fait que :

- il faut prévoir la rupture de la bande (la structure) à l'échelle macroscopique. Cette échelle voit la structure stratifiée de la bande, constituée donc de couches de matière continue homogène éventuellement anisotrope ;
- les phénomènes conduisant à cette rupture sont localisés dans la couche 3 de la bande : ce sont les ruptures des fils de chaîne. L'échelle microscopique est trop fine. L'échelle mésoscopique semble bien adaptée : elle est donc choisie. Cette échelle voit l'architecture, supposée constituée de matière continue homogène éventuellement anisotrope, du tissu.

Les réponses aux constats de dégradation des propriétés d'une bande (provenant d'un usage anormal du matériau, mais d'une utilisation normale de la bande) seront donc, dans cette étude, amenées par un recours à un processus multiéchelle. La stratégie d'une telle démarche repose sur une organisation s'articulant en 2 étapes (ici itératives), conformément à la philosophie générale des approches multiéchelles :

- étape 1 - Un calcul (de structure) à l'échelle macroscopique utilisant notamment les propriétés du tissu à cette échelle est réalisé (sur la structure bande). Ce calcul fournit en chaque point de la structure l'état de contrainte macroscopique et de déformation macroscopique ;
- étape 2 - Ces états sont appliqués au VER du matériau tissé (étape de localisation du procédé multiéchelle). Il n'est pas nécessaire de faire cela pour les autres matériaux de la bande dont on a supposé que le comportement, identifié à l'échelle macroscopique, n'est sujet à

aucune évolution. De là, découle alors, pour le tissu, une éventuelle rupture de fils et une dégradation de ses propriétés macroscopiques qui sont réévaluées (étape d'homogénéisation du procédé multiéchelle) ;

- étape 1 de nouveau - Le calcul (de structure) à l'échelle macroscopique utilisant les propriétés réactualisées du tissu à l'échelle macroscopique est réalisé (sur la structure bande). Et ainsi de suite jusqu'à la rupture de la bande qui indique la fin du calcul.

L'étape 1 est résolue par la technique des Eléments Finis. Usuellement, l'étape 2 est aussi résolue par la technique des Eléments Finis. En ce sens, on qualifie ce procédé multiéchelle de méthode (ou calcul) FE^2 . Pour une itération du processus multiéchelle itératif :

- la durée d'un calcul à l'étape 1 est de l'ordre de l'heure ;
- la durée d'un calcul, pour un point (de Gauss) de la discrétisation à l'échelle macroscopique, à l'étape 2 est de l'ordre de l'heure.

Sur cette constatation sommaire, il apparaît que la durée totale de l'étape 2, pour une itération, peut être très important, voire rédhibitoire à l'obtention d'un résultat. Aussi, la philosophie adoptée ici simplifie le calcul FE^2 , pour le faire devenir un calcul qualifié de FE^2 simplifié :

- une analyse, à l'échelle mésoscopique, d'un ensemble de configurations possibles du tissu est faite. Chacune de ces configurations est référencée par un état macroscopique de contrainte ou de déformation auquel elle est censée exister. Cette analyse mémorise les propriétés macroscopiques de cette configuration ;
- l'ensemble des résultats est inclus dans une base de données.

L'étape 2 est alors réalisée non plus par Eléments Finis mais par l'accès direct à son résultat inscrit dans la base de données en utilisant l'état macroscopique considéré. Ce type de méthode a été développé par Blassiau *et al.* [7] [8] [9] [11] [10] [12] pour le calcul de réservoirs hautes pressions en composite bobiné.

L'analyse mésoscopique du tissu devrait, en toute rigueur, être telle qu'elle permette la reconstruction de son comportement macroscopique complet. Néanmoins, et cela fut déjà le cas pour Blassiau [7] qui étudia des composites unidirectionnels, on va se limiter à l'étude du comportement du tissu dans son repère d'anisotropie, limité à la direction chaîne. La raison de cette limitation est que, au premier ordre, le seul phénomène qui induit la rupture du tissu est la rupture des fils de chaîne et que cela n'impacte significativement son comportement que suivant cette direction. Plus précisément, si on note, dans le repère structural :

- le tenseur de déformation macroscopique (forme classique / forme de Voigt),

$$E = \begin{pmatrix} E_{XX} & E_{XY} & E_{XZ} \\ E_{XY} & E_{YY} & E_{YZ} \\ E_{XZ} & E_{YZ} & E_{ZZ} \end{pmatrix} / \begin{pmatrix} E_{XX} \\ E_{YY} \\ E_{ZZ} \\ E_{YZ} \\ E_{XZ} \\ E_{XY} \end{pmatrix}$$

- le tenseur de contrainte macroscopique (forme classique / forme de Voigt),

$$\Sigma = \begin{pmatrix} \Sigma_{XX} & \Sigma_{XY} & \Sigma_{XZ} \\ \Sigma_{XY} & \Sigma_{YY} & \Sigma_{YZ} \\ \Sigma_{XZ} & \Sigma_{YZ} & \Sigma_{ZZ} \end{pmatrix} / \begin{pmatrix} \Sigma_{XX} \\ \Sigma_{YY} \\ \Sigma_{ZZ} \\ \Sigma_{YZ} \\ \Sigma_{XZ} \\ \Sigma_{XY} \end{pmatrix}$$

– C^H le tenseur de rigidité macroscopique et S^H celui de souplesse macroscopique, alors, on a la relation $\Sigma = C^H \times E$, ou de manière équivalente, $E = S^H \times \Sigma$. Le seul terme du tenseur C^H qui est impacté, au premier ordre, par les coupures des fils de chaîne est le terme C_{XXXX}^H . On suppose que les autres termes sont constants.

Finalement, cela sous-entend que seule la configuration du tissu en traction suivant la direction de chaîne est intéressante. En fait, le choix de cette configuration de sollicitation peut être corrélée au passage de la bande sur les tambours. En effet, l'enroulement sur cet élément du convoyeur induit une sollicitation de flexion qui induit, sur la partie supérieure de la bande, des efforts de traction sur le tissu susceptibles de rompre des fils de chaîne. Egalement, on retrouve ce type d'effort dans les transitions d'auge et lors de la mise en tension de la bande.

Soulignons également que l'endommagement de la matrice ne sera pas du tout abordé dans cette étude, malgré la possibilité actuelle de modéliser numériquement ce phénomène avec des lois de comportement "endommageables". Ainsi au delà de la modélisation du comportement mécanique à l'échelle macroscopique avec prise en compte de la décohésion matrice/charge pour le PVC [4] [3], la croissance et la coalescence de ces cavités ont aussi été investiguées sur d'autres matrices thermoplastiques telles que le Polyamide 6 [17], le Polyamide 11 [13] ou le PVDF [25]. On parlera alors ici de comportement ultime puisqu'il s'agit de s'intéresser à la rupture des renforts.

Tout ce travail d'analyse à l'échelle mésoscopique est réalisé à l'aide de la méthode des Eléments Finis sur une discrétisation de la cellule élémentaire périodique du tissu. L'étude expérimentale a mis en évidence les mécanismes de dégradation (coupures des fils de chaîne). Leur cause, à travers l'analyse des champs de contraintes dans les fils, va être identifiée. Ces coupures vont être également reproduites et leurs conséquences évaluées sur la détérioration des propriétés mécaniques macroscopiques du tissu. Tout cela pour expliquer en toute fin le mécanisme de dégradation (et de rupture) de la bande.

7.2 Cellule élémentaire périodique. Repères et notations

Le motif périodique tridimensionnel du composite tissé a été identifié (Fig. 7.1) comme étant un parallélépipède rectangle de longueur égale à 20.80 mm, de largeur égale à 8.00 mm et de hauteur égale à 9.28 mm. L'échelle mésoscopique est associée à ce motif. Elle distingue les différents constituants du tissu : elle voit les fils (mais elle ne distingue pas les fibres constituant les fils) et la matrice comme de la matière homogène continue. La matrice est supposée *a priori* isotrope. Par contre, les fils étant constitués par des fibres continues alignées noyées dans une matrice, ils sont considérés isotropes transverses (isotropes dans la section orthogonale à l'axe longitudinal des fils).

A l'échelle mésoscopique est associé un repère : il est noté $R_{tissu} = (O_{tissu}, B_{tissu})$, $B_{tissu} = (\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ désignant sa base orthonormée directe, et O_{tissu} son origine. A cette échelle, un point M est repéré à tout instant par l'ensemble de ses coordonnées (x, y, z) . Le point O_{tissu} est pris de telle sorte que les faces limitant le parallélépipède schématisant la cellule périodique du VER soient :

- S_0 située à $x = x_{MIN} = 0.00$ mm, dont le centre géométrique est O_{tissu} ;
- S_{+a} située à $x = x_{MAX} = 20.80$ mm ;
- S_{-b} située à $y = y_{MIN} = -4.00$ mm ;
- S_{+b} située à $y = y_{MAX} = 4.00$ mm ;

- S_{-c} située à $z = z_{MIN} = -4.64$ mm ;
- S_{+c} située à $z = z_{MAX} = 4.64$ mm.

Le vecteur \vec{z} est pris colinéaire à la direction orthogonale au plan moyen du tissu. Le vecteur \vec{y} est pris colinéaire à la direction trame du tissu. Le vecteur \vec{x} est alors $\vec{x} = \vec{y} \wedge \vec{z}$. Ce vecteur est finalement orienté dans le sens de tissage de la chaîne. Une section du tissu qualifiée de transversale est donc une section parallèle au plan engendré par les vecteurs (\vec{y}, \vec{z}) . Une section du tissu qualifiée de longitudinale est donc une section parallèle au plan engendré par les vecteurs (\vec{x}, \vec{z}) . Le vecteur \vec{x} n'est pas le vecteur qui oriente la direction des fils de chaîne, dans la mesure où (les fils de) la chaîne ondule(nt). Néanmoins, par convention de langage, on dit dans la suite que le vecteur \vec{x} indique la direction de (la) chaîne. A cette échelle, pour un point M , le vecteur déplacement est noté \vec{u} et le tenseur des contraintes, des contraintes principales et celui des déformations sont notés respectivement σ , σ_p et ε :

$$\overrightarrow{O_{tissu}M} = \begin{pmatrix} x \\ y \\ z \end{pmatrix} \vec{u} = \begin{pmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{pmatrix}$$

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} & \sigma_{yz} & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \sigma_P = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{pmatrix} \varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & \varepsilon_{zz} \end{pmatrix}$$

où $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$ sont les contraintes principales dans la base principale des contraintes, notée B_P .

Les fils de chaîne et de trame ayant une constitution anisotrope, il est nécessaire de leur définir des repères locaux d'anisotropie.

Un fil de chaîne étant identifié, on définit un repère local pour ce fil (Fig. 7.2). Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{chaîne}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{chaîne}^{loc}(M) = (\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{y}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{z}_{chaîne}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{chaîne}^{loc}(M) = \vec{y}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{chaîne}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{x} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{chaîne}(M) = (\vec{x}, \vec{x}_{chaîne}^{loc}(M))$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne du fil, en M , avec la direction orientée par \vec{x} . Les angles d'Euler usuels $(\psi_{chaîne}(M), \theta_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M))$ qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{chaîne}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{chaîne}(M) = \frac{\pi}{2}, \theta_{chaîne}(M) = 2\pi - \alpha_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M) = \frac{3\pi}{2}$$

On peut ainsi noter que pour les creux et les bosses des fils de chaîne, le repère local est confondu avec le repère de l'échelle (celui du tissu).

Comme pour les fils de chaîne, on construit un repère local pour chaque fil de trame. Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{trame}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{trame}^{loc}(M) = (\vec{x}_{trame}^{loc}(M), \vec{y}_{trame}^{loc}(M), \vec{z}_{trame}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{trame}^{loc}(M) = -\vec{x}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{trame}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{trame}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{y} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{trame}(M) = (\vec{y}, \vec{x}_{trame}^{loc}(M))$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne, en M avec la direction orientée par \vec{y} . Les fils de trame n'étant pas ondulés, il est nul. Et donc, les angles d'Euler usuels $(\psi_{trame}(M), \theta_{trame}(M), \varphi_{trame}(M))$ qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{trame}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{trame}(M) = 0, \theta_{trame}(M) = 0, \varphi_{trame}(M) = \frac{\pi}{2}$$

Pour un fil identifié (de chaîne ou de trame), on note respectivement $\sigma^{fil}(M)$ et $\varepsilon^{fil}(M)$ le tenseur des contraintes respectivement des déformations dans le repère local $R_{fil}^{loc}(M)$ ($fil = chaîne, trame$) :

$$\sigma^{fil}(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{xx}^{fil}(M) & \sigma_{xy}^{fil}(M) & \sigma_{xz}^{fil}(M) \\ \sigma_{xy}^{fil}(M) & \sigma_{yy}^{fil}(M) & \sigma_{yz}^{fil}(M) \\ \sigma_{xz}^{fil}(M) & \sigma_{yz}^{fil}(M) & \sigma_{zz}^{fil}(M) \end{pmatrix} \varepsilon^{fil}(M) = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx}^{fil}(M) & \varepsilon_{xy}^{fil}(M) & \varepsilon_{xz}^{fil}(M) \\ \varepsilon_{xy}^{fil}(M) & \varepsilon_{yy}^{fil}(M) & \varepsilon_{yz}^{fil}(M) \\ \varepsilon_{xz}^{fil}(M) & \varepsilon_{yz}^{fil}(M) & \varepsilon_{zz}^{fil}(M) \end{pmatrix}$$

En fait, ici seuls les fils de chaîne sont analysés. Aussi, par souci de clareté, lorsqu'aucune ambiguïté n'est possible, la notation $\sigma^{loc}(M)$ et $\varepsilon^{loc}(M)$ désignera $\sigma^{chaîne}(M)$ et $\varepsilon^{chaîne}(M)$ avec :

$$\sigma^{loc}(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{11}^{loc}(M) & \sigma_{12}^{loc}(M) & \sigma_{13}^{loc}(M) \\ \sigma_{12}^{loc}(M) & \sigma_{22}^{loc}(M) & \sigma_{23}^{loc}(M) \\ \sigma_{13}^{loc}(M) & \sigma_{23}^{loc}(M) & \sigma_{33}^{loc}(M) \end{pmatrix} \varepsilon^{loc}(M) = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11}^{loc}(M) & \varepsilon_{12}^{loc}(M) & \varepsilon_{13}^{loc}(M) \\ \varepsilon_{12}^{loc}(M) & \varepsilon_{22}^{loc}(M) & \varepsilon_{23}^{loc}(M) \\ \varepsilon_{13}^{loc}(M) & \varepsilon_{23}^{loc}(M) & \varepsilon_{33}^{loc}(M) \end{pmatrix}$$

Pour chacun des fils, on définit également une abscisse curviligne le long de sa ligne moyenne. Elle est notée s et évolue, pour les fils de chaîne, entre $s = 0$ et $s = s_{max}$.

7.3 Mise en place du calcul

7.3.1 Contraintes imposées à la discrétisation de la cellule

S'il n'y avait pas nécessité d'une analyse particulière des résultats pour répondre aux objectifs, et si les fils étaient constitués de matière isotrope, la discrétisation de la cellule pourrait être faite à l'aide d'une procédure de maillage tridimensionnel dite libre. Mais ce n'est pas le cas : les objectifs imposent l'analyse des contraintes dans les fils (essentiellement de chaîne) anisotropes de la cellule périodique du tissu.

Le maillage de la cellule doit donc être fait avec les obligations suivantes :

- il doit être périodique afin de permettre la mise en place de conditions de périodicité ;
- le maillage des fils doit permettre (aussi simplement que possible), pour chaque fil de chaîne et de trame, la mise en place (et la réactualisation au cours du calcul) du repère local d'anisotropie en chaque point du fil considéré. Pour cela, on décide de s'appuyer sur la ligne moyenne des fils qui est révélatrice du profil de l'ondulation des fils (Fig. 7.2) ;
- le maillage des fils de chaîne doit permettre une analyse simple mais complète de la contrainte axiale locale dans les fils de chaîne (en fait, tout ce qui est décrit est également mis en place pour les fils de trame, mais n'est pas utilisé). C'est elle, en effet, qui provoque la rupture des fils : elle est donc importante. Aussi, on prévoit plusieurs modes d'analyse (qui sont ou non effectivement utilisés) :
 - . s'inspirant de Blassiau [7], on prévoit de regarder la moyenne de la contrainte axiale dans les fils de chaîne, moyenne faite sur des minces tranches du fil comprises entre 2 sections planes parallèles consécutives (Fig. 7.4) qui, idéalement, devraient être orthogonales à la direction tangente en chaque point de la ligne moyenne ;
 - . néanmoins, le caractère ondulé des fils (absent chez Blassiau [7]) nécessite sans doute une analyse plus fine. Aussi, dans une section axiale du fil (Fig. 7.4), on définit 2 lignes parallèles à sa ligne moyenne (qualifiée de ligne 1) : l'une sur sa peau supérieure (qualifiée de ligne 2), l'autre sur sa peau inférieure (qualifiée de ligne 3) ;

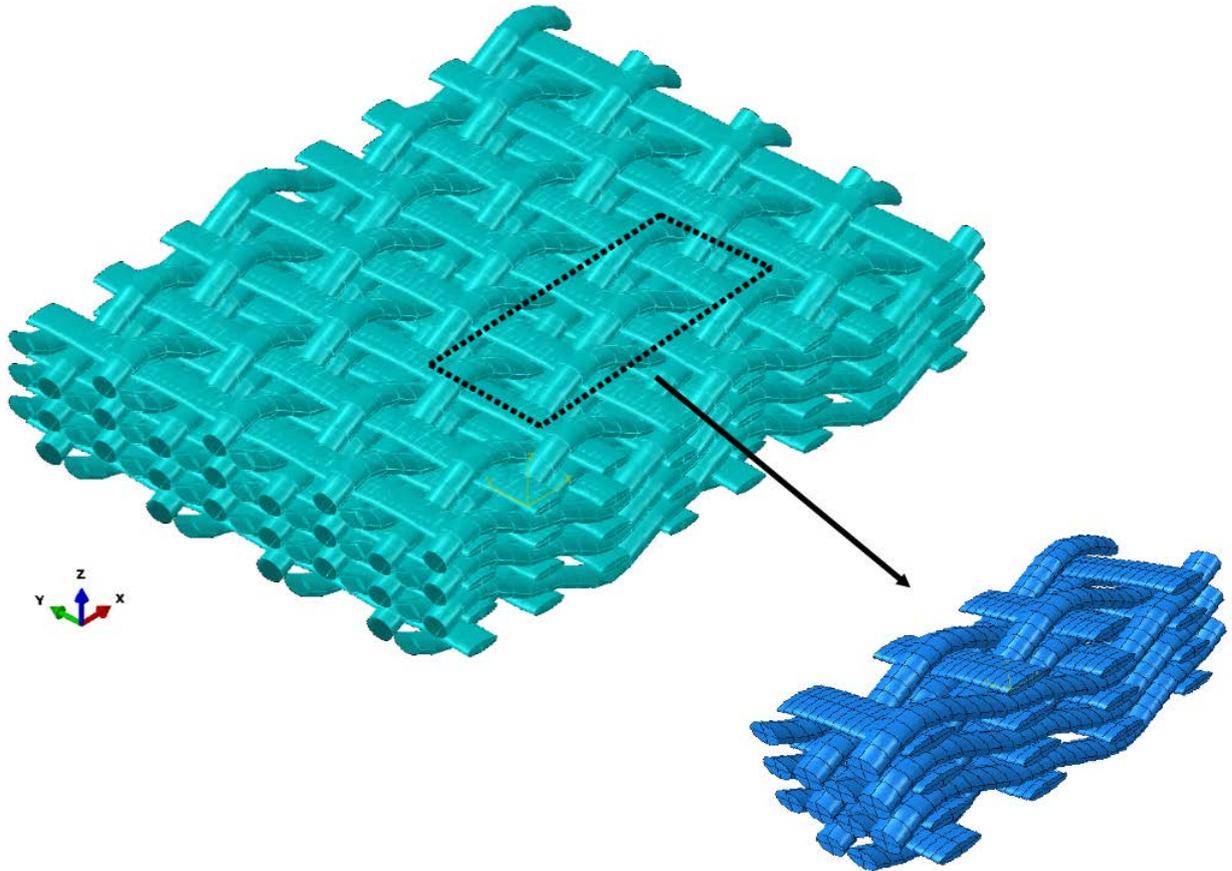


FIGURE 7.1 – Motif périodique du tissu et son repère.

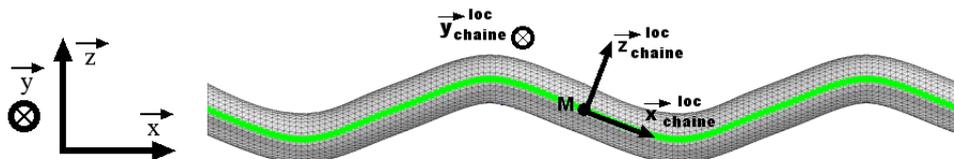


FIGURE 7.2 – Repère local en chaque point de la ligne moyenne d'un fil (de chaîne).

- . enfin, on prévoit également d'analyser la contrainte axiale dans les sections droites de chaque fil, le long des axes de son repère local (Fig. 7.5).

Finalement, le maillage complet idéal de la cellule doit être périodique mais également être tel que le maillage de chaque fil montre un découpage axial en minces tranches parallèles qui s'appuie sur des sections transversales du fil (idéalement orthogonales à la direction tangente), un découpage transversal symétrique aligné sur les axes des repères locaux et 2 lignes construites sur le profil ondulé du fil, déduites de la ligne moyenne axiale.

7.3.2 Maillage de la cellule

L'université de Louvain [27] développe depuis de nombreuses années un outil de conception assisté par ordinateur (CAO) pour les tissus : Wisetex. Cet outil nous sert pour la construction du maillage de notre cellule qui se déroule idéalement selon les étapes suivantes :

- le logiciel Wisetex crée le fichier de la géométrie du tissu, au sens d'un logiciel de CAO. La construction de cette géométrie se réalise à partir de la matrice de codage et en donnant la description de la géométrie des fils. Les fils sont ensuite insérés dans une boîte qui représente la cellule ;
- le fichier de CAO résultat de Wisetex est lu par le logiciel Ansys qui construit un maillage de la géométrie.

Cette manière de procéder, si elle est simple, a en revanche le défaut de ne pas permettre le contrôle du maillage et rend très difficile la création des éléments géométriques énumérés pour l'analyse des résultats. Elle ne permet pas non plus de contrôler réellement la finesse du maillage. La manière avec laquelle on procède pour le maillage de la cellule est donc un peu différente de ce qui vient d'être expliqué :

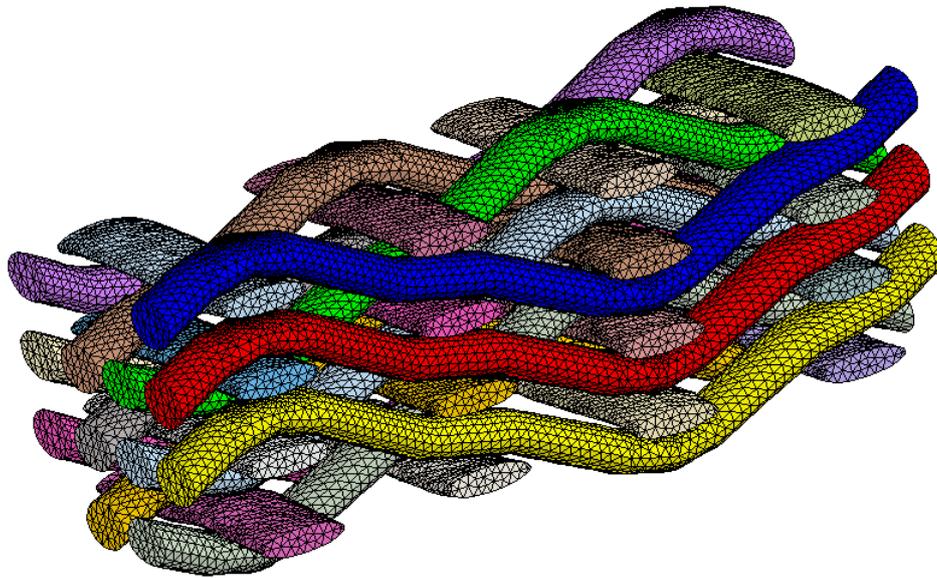
- le logiciel Wisetex crée le fichier de la géométrie de l'ensemble des fils du tissu, au sens d'un logiciel de CAO ;
- le fichier de CAO résultat de Wisetex est lu par le logiciel Ansys qui en construit un fichier lisible par le logiciel Abaqus ;
- ce dernier fichier est alors lu par Abaqus qui devient alors un outil de CAO qui modifie la géométrie initiale afin de permettre la création des différents éléments géométriques nécessaires à l'analyse des résultats ;
- la géométrie des fils étant définitivement terminée, elle est insérée ensuite dans une boîte qui représente la cellule. Le maillage de l'ensemble est ainsi réalisé.

Le maillage final est périodique. Il contient 171067 nœuds soit 513201 degrés de liberté et 991601 éléments tétraédriques linéaires (Fig. 7.3).

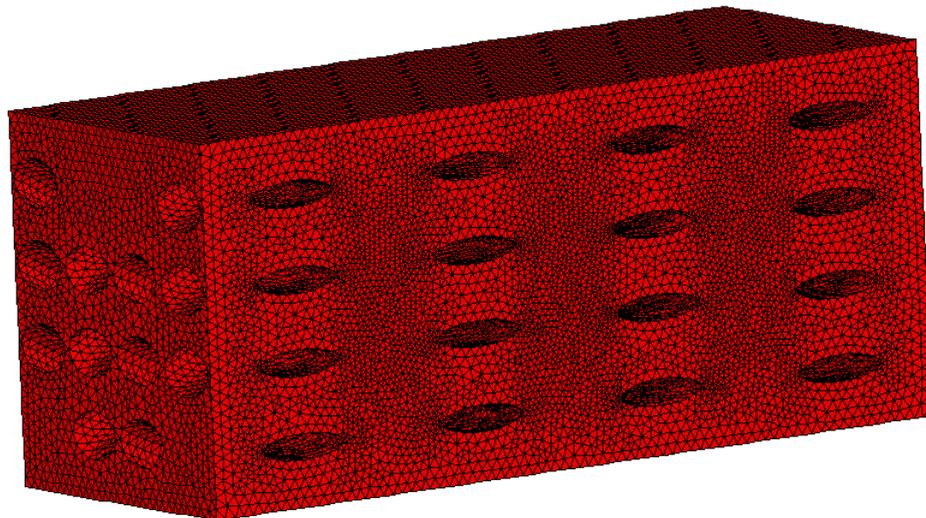
Il faut noter que le souhait d'un découpage axial des fils par des sections planes orthogonales à la tangente locale n'a pu être réalisé : ces sections planes sont toutes contenues dans le plan (\vec{y}, \vec{z}) et donc seules celles des creux et des bosses sont bien orthogonales à la tangente locale. On verra à la suite, que finalement, dans le cas de notre étude, cela n'a aucune conséquence, car, justement, les analyses les plus intéressantes sont faites dans les creux et les bosses.

Il faut noter également que l'utilisation du logiciel Wisetex est une méthode très pratique qui permet de générer des géométries mésoscopiques de renforts tissés mais reste limitée quant aux détails de l'architecture. En effet, le modèle créé par cet outil correspond à une géométrie idéalisée des fils : les sections transversales gardent la même forme tout le long du fil. Ces contraintes de conception entraînent des difficultés pour reproduire une fraction volumique des fibres proche

de celle du matériau réel. Dans notre cas, la fraction volumique des fils obtenue est de l'ordre de 35% alors qu'elle vaut réellement 50%. Outre la sous-évaluation de la fraction volumique, Wisetex est peu sensible aux interpénétrations entre fils. Pour palier à l'apparition éventuelle de ce phénomène, une distance de sécurité peut être rajoutée autour des fils au moment de leur création. Cela peut encore induire une sous-estimation des dimensions des fils et donc de la fraction volumique de fils.



(a) Maillage du renfort (fils de chaîne et de trame)



(b) Maillage de la matrice

FIGURE 7.3 – Maillage de la cellule périodique

7.3.3 Commentaires sur les modes d'analyses des contraintes axiales dans les fils

Plusieurs modes d'analyses ont été pressentis afin d'évaluer le plus justement possible les contraintes axiales dans les fils de chaîne. On rappelle que cette évaluation est importante car elle explique (et dans un calcul multiéchelle, elle conditionne) la rupture des fils de chaîne, causant ainsi la rupture du composite tissé et par voie de conséquence, celle de la bande. Afin de prévoir cette analyse de la manière la plus générale possible, elle a été mise en place aussi dans les fils de trame. Mais, pour les cas de sollicitation déjà évoquées, la rupture de la structure bande n'est due qu'à la rupture des fils de chaîne : l'analyse des fils de trame n'est donc pas faite (mais elle pourrait l'être).

Potentiellement, les analyses de la contrainte axiale dans chaque fil de chaîne sont faites :

- dans une section longitudinale du fil :
 - . par tranches (Fig. 7.4a) ;
 - . le long de la ligne moyenne (ligne 1) (Fig. 7.4c) ;
 - . le long des lignes 2 et 3 (Fig. 7.4d) ;
- dans une section transversale du fil, sur les axes des sections droites (Fig. 7.5).

On donne ici quelques indications simples qui permettent de comprendre pourquoi certaines des analyses pressenties sont judicieuses et d'autres non, et donc, celles des analyses qui sont utilisées dans la suite. Ces indications sont issues d'un calcul de traction uniaxiale sur la cellule du tissu, dans la direction de chaîne, où l'on analyse un des fils de chaîne du tissu : le fil ($Waz - 1, 1$) (Fig. 7.6a).

L'analyse axiale par tranches (Fig. 7.6c) gomme les gradients de la contrainte axiale qui peuvent exister dans la section du fil (Fig. 7.6d), dus à l'ondulation du fil (quasi-inexistants dans le cas d'un unidirectionnel en traction) : ce mode d'analyse est donc à proscrire.

Un découpage axial des fils par des sections planes orthogonales à la tangente locale (orientée par le vecteur $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$) n'a pu être réalisé. Dans ce cas, les vecteurs $\vec{y}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{chaîne}^{loc}(M)$ ne sont pas contenus dans le plan des sections planes considérées, sauf pour les sections situées dans les bosses et les creux des ondulations. Or, on constate (Fig. 7.6d) que la contrainte axiale trouve ses extremums dans ces sections. Finalement, qu'un découpage axial des fils par des sections planes orthogonales à la tangente locale n'ait pu être fait n'a aucune conséquence pour notre étude, puisque les seules sections transversales intéressantes sont celles des creux et des bosses, où le problème évoqué disparaît.

Au regard de ce qui vient d'être dit, si des analyses sont faites sur les lignes 1, 2 et 3, elles sont en fait synthétisées explicitement dans l'analyse réalisée dans les sections transversales. On peut noter en outre que les analyses sur les lignes 2 et 3, situées à l'interface entre les fils et la matrice ne sont pas révélatrices de ce qui se passe exclusivement dans le fil : elles sont donc, pour nous, pour l'instant, inintéressantes. En revanche, si une étude du mécanisme de décohésion fils/matrice devait être faite, ces analyses seraient sans doute à considérer avec attention.

7.3.4 Conditions aux limites

Les conditions aux limites imposées à la cellule périodique du VER du tissu sont celles classiques nécessaires à la mise en place de l'homogénéisation périodique par la méthode de la

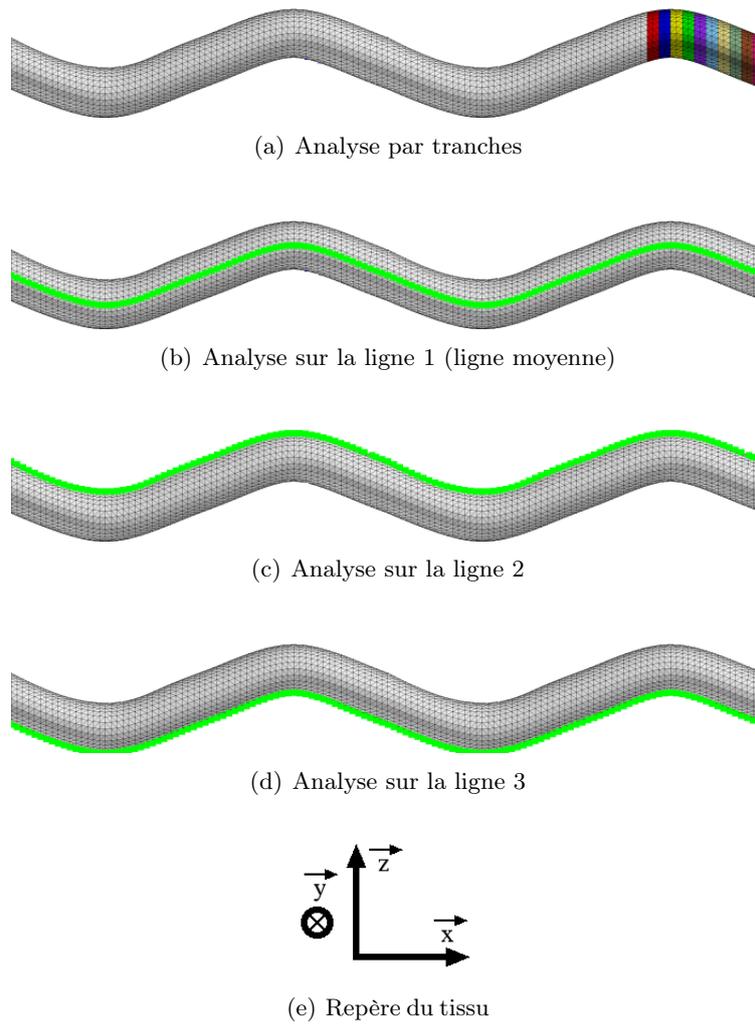


FIGURE 7.4 – Analyse des contraintes locales dans un fil de chaîne dans une section axiale.

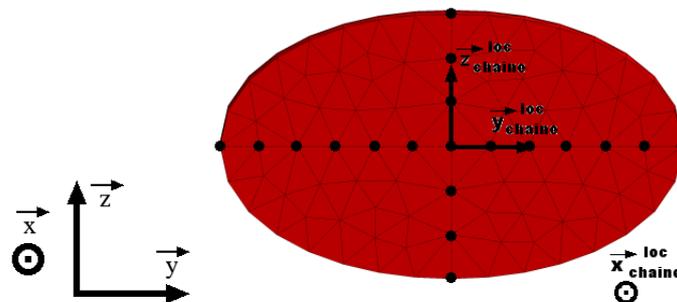
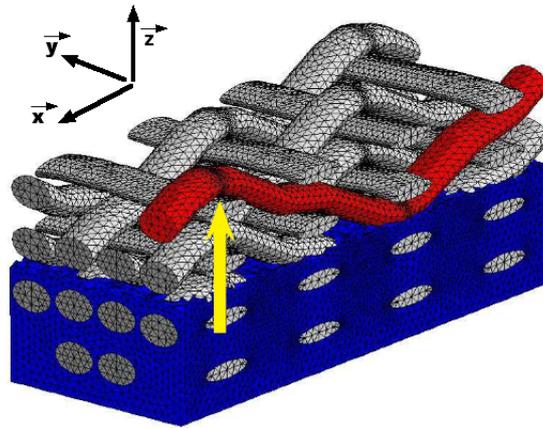
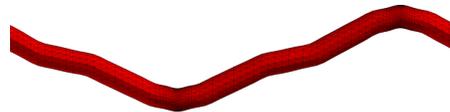


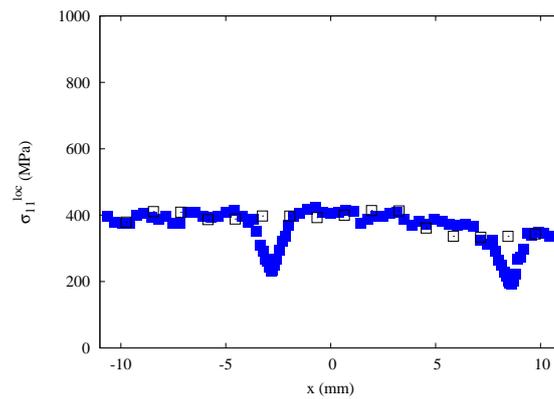
FIGURE 7.5 – Analyse des contraintes locales dans un fil de chaîne dans une section transversale.



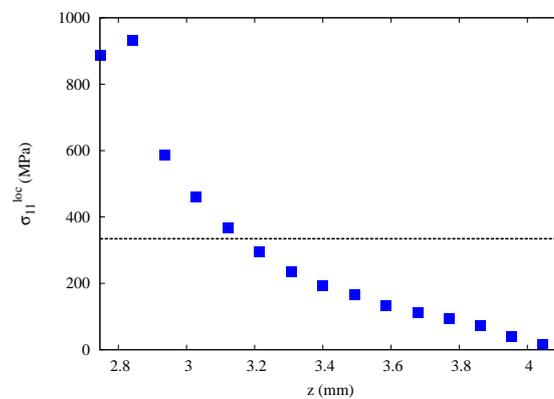
(a) Fil de chaîne analysé (indiqué en couleur rouge). Section analysée (indiquée par la flèche).



(b) Fil.



(c) Analyses par tranches (symbole : carré vide) et sur la ligne moyenne (symbole : carré plein bleu) de la contrainte locale axiale dans le fil considéré.



(d) Analyse dans la section droite considérée de la contrainte locale axiale dans le fil considéré (en pointillés, la valeur donnée par l'analyse par tranches).

FIGURE 7.6 – Différentes analyses de la contrainte locale axiale dans les fils de chaîne. Cas d'une traction uniaxiale dans le sens chaîne.

moyenne. Pour mémoire, le déplacement est écrit sous la forme :

$$\begin{pmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} E_{XX} & E_{XY} & E_{XZ} \\ E_{XY} & E_{YY} & E_{YZ} \\ E_{XZ} & E_{YZ} & E_{ZZ} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} x \\ y \\ z \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} v_x \\ v_y \\ v_z \end{pmatrix}$$

où le vecteur $\vec{v} = \begin{pmatrix} v_x \\ v_y \\ v_z \end{pmatrix}$ désigne un vecteur périodique (dont la moyenne sur la cellule est nulle).

Dans la résolution des calculs d'homogénéisation/localisation, c'est \vec{v} qui est l'inconnue du problème. Sa périodicité, dans le calcul par Eléments Finis, est imposée en liant par des relations linéaires les composantes de ce vecteur pour les nœuds vis-à-vis des faces en regard du maillage périodique.

Les calculs sont tridimensionnels, c'est-à-dire qu'ils imposent dans toutes les directions, les conditions de périodicité. On peut noter, qu'évidemment, dans la direction de l'épaisseur du tissu, cette périodicité n'est pas vérifiée. Des calculs incluant ou non cette condition ont été comparés, en ce qui concerne leur impact sur la partie plane du comportement : on ne note aucune différence significative.

L'application des sollicitations se fait au travers soit de E soit de Σ , suivant que la formulation est faite en déformation ou en contrainte. Pour des comportements de constituants qui sont élastiques linéaires (ce qui est le cas ici), on rappelle que dans le cadre de l'homogénéisation périodique (au contraire des méthodes d'homogénéisation dites de type modules effectifs), les 2 formulations sont strictement équivalentes : le tenseur de rigidité macroscopique trouvé par la formulation en déformation et l'inverse (exact) du tenseur de souplesse macroscopique trouvé par la formulation en contrainte.

Le tenseur complet caractéristique du comportement élastique linéaire macroscopique du tissu est nécessaire à la résolution d'un calcul multiéchelle (étape 1). Aussi, les 6 problèmes élémentaires de l'homogénéisation périodiques sont résolus lorsque les constituants sont sains et non dégradés. Par contre, comme il a été déjà mentionné, la prise en compte de la rupture des fils de chaîne est cruciale pour prévoir la rupture du tissu donc de la bande (qui se produit dans la direction de chaîne, en raison de la rupture des fils de chaîne). Aussi, des fils de chaîne vont être coupés et les conséquences de ces coupures vont être analysées en se limitant aux propriétés dans le sens chaîne, et notamment au terme C_{XXX}^H , seul terme du tenseur de rigidité macroscopique significativement affecté par les ruptures des fils de chaîne.

Finalement le seul état de contrainte macroscopique que nous souhaitons simuler est donc celui induit par une traction uniaxiale dans le sens chaîne. On justifie ainsi que la sollicitation macroscopique que nous appliquons à la cellule est formulée en contrainte, et qu'il s'agit du terme Σ_{XX} .

7.3.5 Initialisation et réactualisation des repères locaux associés à chaque fil de chaîne

Les fils de chaîne et de trame ayant une constitution anisotrope, on leur associe en chaque point de leur ligne moyenne un repère local d'anisotropie, pour lequel 3 angles (les angles d'Euler) permettent de positionner ces repères par rapport au repère de la cellule (repère de l'échelle mésoscopique, $R_{tissu} = (O_{tissu}, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$) :

- pour les fils de chaîne, le repère est $R_{chaîne}^{loc}(M)$ dont la base est :

$$B_{chaîne}^{loc}(M) = (\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{y}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{z}_{chaîne}^{loc}(M))$$

- pour les fils de trame, le repère est $R_{trame}^{loc}(M)$ dont la base est :

$$B_{trame}^{loc}(M) = (\vec{x}_{trame}^{loc}(M), \vec{y}_{trame}^{loc}(M), \vec{z}_{trame}^{loc}(M))$$

Le positionnement de l'ensemble de ces repères locaux est réalisé en début de calcul par un préprocesseur (programme Fortran) qui vient calculer la tangente en chaque point des lignes moyennes (sur la géométrie au repos) et calculer les angles d'Euler. Bien que l'on travaille dans le cadre de l'Hypothèse des Petites Perturbations, on réactualise la position de ces repères à chaque pas de temps du calcul. En raison du chargement particulier, seul un des angles d'Euler change : celui relatif à l'angle entre le vecteur $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ (aligné avec la tangente à la ligne moyenne, en M) et le vecteur \vec{x} .

Une procédure de réactualisation des repères locaux a été mise en place lors de la thèse précédente [35]. Cette procédure n'est pas automatisée :

- le calcul est arrêté entre chaque pas de temps pour repositionner les repères ;
- la nouvelle position des nœuds de la ligne moyenne de chaque fil est extraite des fichiers de résultats ;
- une nouvelle tangente est calculée, qui donne un nouvel angle de rotation ;
- puis, le calcul est relancé.

Cette opération était donc longue, fastidieuse et consommatrice de temps. Dans le cadre de ce travail, les différentes étapes qui ont été décrites ont été automatisées et le calcul se déroule désormais en continu depuis son début jusqu'à sa fin.

On peut noter qu'*a priori*, l'utilisation d'un formalisme du mouvement en grandes déformations devait résoudre, de fait, la réactualisation des repères locaux. C'est vrai. Néanmoins, plusieurs défauts nous ont fait opter pour une autre démarche que l'emploi d'un formalisme en grandes déformations :

- l'interprétation des résultats peut devenir complexe ;
- un tel formalisme n'est pas très justifié, car les déformations restent petites ;
- les temps de calcul sont considérablement rallongés ;
- mais surtout, les travaux de Hagege [22] ont montré que la réactualisation opérée par le formalisme en grandes déformations peut être largement sous-estimée, notamment dans les zones de forts cisaillements.

Finalement, on a opté pour une formulation sous l'Hypothèse des Petites Perturbations où l'on procède à la réactualisation des repères locaux d'anisotropie.

7.3.6 Coupure des fils. Indication du lieu d'une coupure et de la chronologie des coupures

On doit évaluer l'effet des coupures de fils sur le comportement macroscopique du tissu et sur sa rupture (donc celle de la bande). Afin de statuer sur la nocivité de ces défauts, une ou plusieurs coupures sont introduites au sein de la discrétisation de cellule. L'obtention directe d'un maillage tridimensionnel avec une ou plusieurs fissures (ou coupures) est peu aisée au regard de la complexité de la procédure de discrétisation de la cellule sans défaut. Donc, une étape de post-traitement du maillage sans défaut introduit ces coupures :

- on identifie le lieu où le fil doit être coupé parmi l'ensemble des sections transversales qui ont été réalisées sur le fil lors de son étape de maillage (ces sections ont été initialement construites pour réaliser une analyse axiale par tranches de la contrainte axiale, que l'on a observé comme être un mode d'analyse à proscrire) ;
- on procède au dédoublement des nœuds de cette surface pour obtenir ainsi la séparation du fil (Fig. 7.8b).

Selon ce processus, on peut évidemment couper un fil en plusieurs endroits ou couper plusieurs fils en plusieurs endroits.

Les coupures de fils sont effectuées là où elles ont le plus de chance de se produire, c'est-à-dire là où la contrainte locale axiale est la plus élevée (dans un formalisme déterministe). Sans donner pour l'instant plus de précision, on suppose que ces coupures ne se produisent que dans les interzones. Avec la nomenclature des fils et des interzones (Chapitre 2), il est très facile d'identifier le lieu d'une coupure effectuée dans l'interzone $(IZ - l)$: il suffit d'indiquer la case qui correspond dans le quadrillage qui modélise l'interzone $(IZ - l)$: si la coupure doit être faite à l'intersection entre les plans $(WaZ - i)$ et $(WeZ - j)$, alors, il s'agit de la case $(IZ - l)(i, j)$. Si l'on souhaite, en plus, préciser quelle géométrie (obligatoirement élémentaire) doit être coupée, on va dire que l'on coupe la géométrie $(IZ - l/g)(i, j)$ $g \in \mathbb{G}$.

Là encore, sans donner plus de détails, on suppose qu'il est possible que plusieurs coupures se produisent indistinctement simultanément :

- pour toutes les géométries de l'interzone $(IZ - l)$ (voir Chapitre 2) ;
- pour toutes les géométries G ($G \in \mathcal{P}(\mathbb{G})$) d'une interzone $(IZ - l)$, c'est-à-dire pour l'interzone $(IZ - l/G)$ (voir Chapitre 2).

Dans le premier cas, on indique que l'on coupe l'interzone $(IZ - l)$, dans le second, on indique que l'on coupe l'interzone $(IZ - l/G)$. Par exemple :

- on coupe l'interzone $(IZ - 2)$ signifie que l'on coupe toutes les géométries de fils de l'interzone $(IZ - 2)$;
- on coupe l'interzone $(IZ - 2/B)$ signifie que l'on coupe toutes les bosses de l'interzone $(IZ - 2)$;
- on coupe l'interzone $(IZ - 2/C)$ signifie que l'on coupe tous les creux de l'interzone $(IZ - 2)$;
- on coupe l'interzone $(IZ - 2/C + B)$ signifie que l'on coupe tous les creux et toutes les bosses de l'interzone $(IZ - 2)$.

Les coupures au sein du tissu ne vont pas forcément se produire toutes en même temps. Aussi, afin que la description des coupures soit complète, il faut en décrire la chronologie. Pour cela, on note par un entier i , la i ème coupure qui se produit. Par exemple, si on coupe successivement : $(IZ - 2/C)$, puis $(IZ - 0)$ en même temps que $(IZ - 1/B)$, puis $(IZ - 2/B)$, on écrit :

- coupure 1 : $(IZ - 2/C)$;
- coupure 2 : $(IZ - 0)$, $(IZ - 1/B)$;
- coupure 3 : $(IZ - 2/B)$.

7.4 Lois de comportement

On récapitule ici l'ensemble des données matériaux nécessaires à la réalisation des calculs sur le tissu à l'échelle mésoscopique. Elles ont été déterminées soit par voie expérimentale, soit

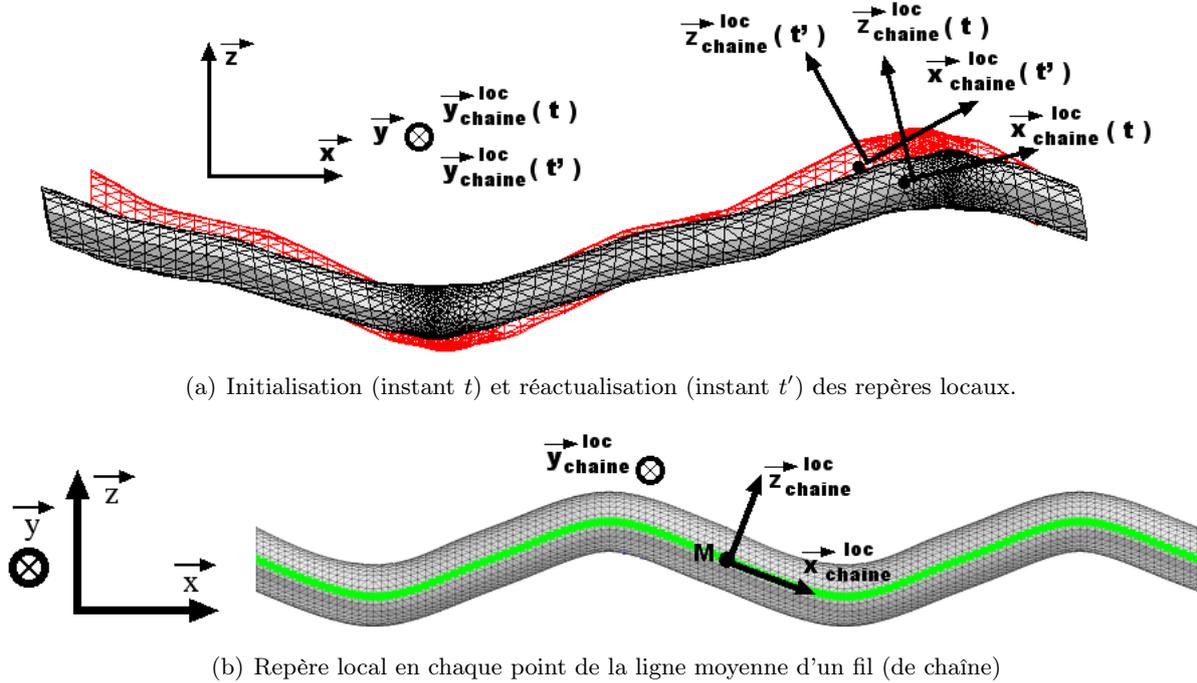
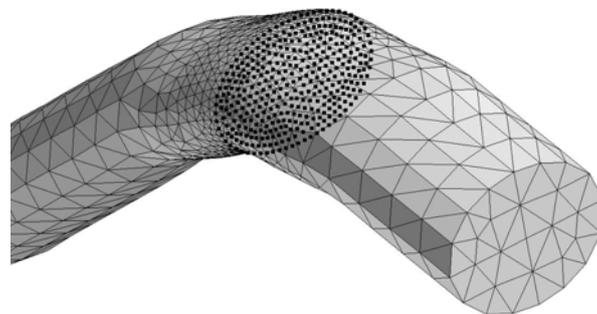
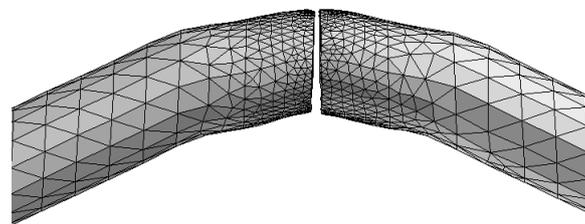


FIGURE 7.7 – Initialisation et réactualisation du repère local en chaque point de la ligne moyenne d'un fil (de chaîne).



(a) Nœuds de la surface indiquant le lieu de la coupure



(b) Coupure obtenue par dédoublement des nœuds de la surface de coupure

FIGURE 7.8 – Création d'une coupure de fil.

par une approche numérique inverse lorsque leur accès expérimental était difficile (voir Annexe B). Leurs valeurs ainsi que leur justification sont disponibles soit dans le travail expérimental de Piezel [35], soit dans l'étude expérimentale ou celle numérique réalisées ici.

Type d'identification	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson
Expérimentale [35]	10	
Approche numérique inverse	150	0.4
Utilisation dans les calculs	150	0.4

TABLE 7.1 – Propriétés mécaniques du PVC élastique linéaire isotrope utilisé pour la matrice de la couche 3 (le tissu).

	Fil de chaîne	Fil de trame
Contrainte à rupture longitudinale (MPa)	650	350
Utilisation dans les calculs	650	350

TABLE 7.2 – Contrainte à rupture longitudinale des fils du tissu (MPa). Valeurs expérimentales obtenues par Piezel [35].

Type d'identification	E_1^{fil} (MPa)	E_2^{fil} (MPa)	ν_{12}^{fil}	ν_{23}^{fil}	G_{12}^{fil} (MPa)
Expérimentale (*)	7900				
Approche numérique inverse		79	0.1	0.05	3000
Utilisation dans les calculs	7900	79	0.1	0.05	3000

TABLE 7.3 – Propriétés mécaniques des fils de chaîne élastiques linéaires isotropes transverses. (*) Obtenue par Piezel [35].

Type d'identification	E_1^{fil} (MPa)	E_2^{fil} (MPa)	ν_{12}^{fil}	ν_{23}^{fil}	G_{12}^{fil} (MPa)
Expérimentale (*)	2300				
Approche numérique inverse		23	0.1	0.05	1000
Utilisation dans les calculs	2300	23	0.1	0.05	1000

TABLE 7.4 – Propriétés mécaniques des fils de trame élastiques linéaires isotropes transverses. (*) Obtenue par Piezel [35].

7.5 Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaîne pour un état de contrainte macroscopique uniaxial

Dans ce chapitre, il s'agit de faire le tri entre tous les paramètres mécaniques qui peuvent caractériser la rupture des fils de chaîne. L'approche multiéchelle donne accès à des informations

locales à l'échelle mésoscopique. L'objectif est donc ici de chercher le(s) paramètre(s) pertinent(s) de cette échelle pour réaliser l'analyse de la rupture du tissu (donc de la bande) et pouvant être comparé(s) directement ou indirectement (mais simplement) aux données expérimentales dont on dispose.

Pour cela, un fil de chaîne a été choisi arbitrairement. Le fil choisi est, selon la nomenclature construite (Chapitre 2), le fil ($WaZ - 1, 1$) (Fig. 7.9). En fait, l'analyse de tous les fils de chaîne de la cellule a été conduite selon le même principe qui va être décrit ici pour le fil ($WaZ - 1, 1$). Les analyses et les conclusions déduites pour ce fil de chaîne sont qualitativement parfaitement révélatrices de ce qui se passe dans tous les autres fils de chaîne. On limite donc notre analyse et nos conclusions à ce fil. L'aspect quantitatif est examiné dans le paragraphe suivant.

Nous choisissons de nous intéresser au champ des contraintes dans le fil vu dans le repère des contraintes principales. La figure 7.10 donne les isovaleurs de σ_I en fonction de l'abscisse curviligne du fil. On y observe clairement l'hétérogénéité de cette grandeur aussi bien selon l'axe (\vec{x}) que selon l'axe (\vec{z}) au niveau des sections où les courbures sont maximales (bosses et creux). Pour mieux analyser ces champs, on se propose de tracer d'autres grandeurs.

Ainsi, les contraintes principales sont tracées suivant l'abscisse curviligne normée. La figure 7.11 montre que $\sigma_{II} = \sigma_{III} \simeq 0$: seule la plus grande contrainte principale σ_I joue un rôle. Elle est sensiblement constante (400 MPa) sur toute la longueur du fil sauf dans les zones des creux et ses bosses (250 MPa).

Egalement, les contraintes principales sont tracées suivant l'axe vertical du repère local des sections transverses correspondant aux bosses et aux creux. Cet axe est confondu, pour ces sections, avec l'axe (\vec{z}). Le tracé est donc réalisé en fonction de de la coordonnée z normée : $(z - z_{min}) / (z_{max} - z_{min})$ où z_{min} et z_{max} désignent respectivement, dans la section considérée, la coordonnée sur l'axe (\vec{z}) de la peau inférieure et supérieure du fil. La figure 7.12 montre ces évolutions. Elle indique clairement que dans les sections des bosses et creux :

- seule σ_I est significativement non nulle ;
- il existe un gradient de σ_I dans l'épaisseur du fil au niveau des bosse et creux, le maximum étant positionné non pas en surface mais à une petite distance à l'intérieur du fil ;
- selon la nature de la courbure : bosse ou creux, le maximum de σ_I se trouve côté face inférieure convexe pour la bosse et côté face supérieure concave pour le creux. C'est la raison pour laquelle les 2 maxima sont décalés sur la figure 7.12 ;
- le niveau de contrainte est supérieur à 1000 MPa dans les 2 cas.

Ainsi, dans le repère principal des contraintes, seule une composante du tenseur des contraintes agit, celle qui est la plus grande en valeur algébrique (les autres étant, ici, de toute façon, nulles). En d'autres termes, un état de contrainte uniaxial règne dans un fil, du moins quand on se place dans ce repère des contraintes principales. Cet état peut être décrit par le taux de triaxialité des contraintes τ , qui est défini dans le cas de l'élasticité linéaire et dans le repère principal des contraintes par :

$$\tau = \frac{\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}}{3\sigma_I} \quad (7.1)$$

où, au numérateur, apparaît la pression hydrostatique $\sigma_h = (\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III})/3$. On s'aperçoit alors, que :

- dans le cas d'un état de contrainte uniaxial, on a $\sigma_{II} = \sigma_{III} = 0$. Et alors : $\tau = 1/3 = 0.33$;
- dans le cas d'une pression hydrostatique pure, on a $\sigma_I = \sigma_{II} = \sigma_{III}$. Et alors : $\tau = 1$;

- le taux de triaxialité des contraintes est nul lorsque $\sigma_I = -\sigma_{III}$ et $\sigma_{II} = 0$ c'est-à-dire dans le cas d'un cisaillement pur.

Le taux de triaxialité des contraintes τ représente bien la multiaxialité d'un chargement en contrainte puisque qu'il augmente lorsque la pression hydrostatique (contrainte équi-triaxiale) augmente.

La figure (Fig. 7.13) illustre l'évolution du taux de triaxialité des contraintes selon l'abscisse curviligne sur la ligne moyenne (ligne 1) : ce taux reste approximativement constant et vaut 0.33. Cela signifie que l'état de contrainte dans le fil est uniaxial tout le long du fil.

De la même manière, en traçant le taux de triaxialité suivant l'axe vertical du repère local des sections transverses correspondant aux bosses et aux creux (Fig. 7.14), on peut constater qu'en tout point du fil investigué, l'état de contrainte reste uniaxial ($\tau = 0.33$).

On termine la description de la plus grande contrainte principale σ_I en étudiant, en chaque point M de la ligne moyenne du fil, le vecteur propre noté $\vec{v}_{chaîne}^I(M)$ qui lui est associé et en le comparant à celui qui oriente la tangente à la ligne moyenne du fil, $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$. On constate que, comme $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ la composante de $\vec{v}_{chaîne}^I(M)$ sur l'axe (\vec{y}) est nulle. On peut alors définir l'angle $\alpha_I(M)$ entre $\vec{v}_{chaîne}^I(M)$ et \vec{x} , et le comparer à l'angle $\alpha_{chaîne}$ qui a été défini comme l'angle entre $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et \vec{x} . La figure (Fig. 7.15) montre cette comparaison. Il s'avère que ces 2 angles sont très proches, pour n'importe quel point de la ligne moyenne : on peut donc conclure que l'état de contrainte dans le fil est uniaxial, orienté par la tangente à la ligne moyenne.

Au regard des autres constatations (état uniaxial de contrainte dans les sections transverses des bosses et des creux), on fait désormais l'hypothèse qu'une bonne représentation de l'état de contrainte dans le fil est un état de contrainte uniaxial, orienté par $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$.

Dans les sections transverses correspondant à une bosse ou à un creux, la base du repère des contraintes principales coïncide avec la base du repère local $R_{chaîne}^{loc}(M)$ qui coïncide elle-même avec la base du repère du tissu R_{tissu} . Comme il a été montré que l'état de contrainte dans le fil est uniaxial, nous procédons à une comparaison de σ_I et de la composante σ_{11}^{loc} du tenseur des contraintes local $\sigma^{loc}(M)$ (ou $\sigma^{chaîne}(M)$), dans ces sections : les 2 sont confondues (Fig. 7.16). Cette figure démontre que la plus grande contrainte principale est orientée perpendiculairement à la section droite d'un fil sur les bosses et sur les creux. Elle renferme également un résultat important pour l'analyse des champs de contrainte dans une architecture plus complexe que l'unidirectionnelle (UD). En effet, si la contrainte est homogène dans un composite unidirectionnel en traction uniaxiale (dans le sens du renfort) [7], on montre ici qu'il existe pour une autre architecture un gradient de contrainte dans l'épaisseur. Une utilisation de la valeur moyenne de la contrainte revient à ignorer ce gradient. Une telle analyse est donc à proscrire.

Les calculs montrent que pour un état macroscopique de traction uniaxiale, l'état de contrainte dans les fils de chaîne est uniaxial (σ_I) et que les creux et les bosses sont les lieux où les valeurs de σ_I sont les plus fortes. L'étude sur le fil ($WaZ - 1, 1$) tend à montrer que la rupture en traction du tissu (donc de la bande) est due à l'interzone ($IZ - 2/C$) : σ_I est un peu plus élevée dans le creux ($IZ - 2/C$) du fil que dans la bosse ($IZ - 0/B$) (Fig. 7.12) (une analyse plus fine est faite dans la suite). Les observations faites dans le chapitre 6 indiquent que la localisation de la rupture dans les fils de chaîne du tissu (d'une bande complète utilisée) sont les lieux de creux et de bosses des interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 4$) et plus précisément ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 4/C$). Elles montrent aussi que la surface de rupture des fils est perpendiculaire à la tangente à la ligne moyenne du fil. On peut donc affirmer que la bande rompt en raison de la rupture des interzones ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 4/C$) à cause d'un état de contrainte uniaxial.

L'élément commun à ces 2 constatations est que, finalement, σ_I (i.e., σ_{11}^{loc}) et ses valeurs les plus élevées notées σ_I^{max} , renferment toutes les informations nécessaires à la prévision de la rupture des fils de chaîne : la localisation, l'état des contraintes et la valeur de la contrainte critique de rupture, qui rappelons-le a été obtenue sur fil en traction uniaxiale.

La différence entre ces 2 constatations est le lieu de la rupture :

- l'interzone ($IZ - 2/C$) pour les calculs ;
- les interzones ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 4/C$) pour les observations.

En fait, et on le démontre dans la suite du document, cette différence est due aux sollicitations. Les calculs ne simulent qu'une traction macroscopique, alors que les observations sont faites sur une bande (donc un tissu) qui a été sollicitée :

- par un effort macroscopique de traction (lors des phases de roulement notamment) pour lequel ($IZ - 2/C$) est l'interzone la plus sollicitée (et par un effort en traction) ;
- par un effort de flexion macroscopique suivant les 2 directions orthogonales à son plan moyen, en raison du positionnement des différents tambours :
 - . lorsque la peau inférieure de la bande s'enroule sur un tambour, l'effort de flexion est dans le sens du vecteur \vec{z} de la base B_{tissu} : ($IZ - 0/B$) est plus fortement sollicitée que ($IZ - 4/C$) ;
 - . lorsque la peau supérieure de la bande s'enroule sur un tambour, l'effort de flexion, dite inverse, est dans le sens inverse du vecteur \vec{z} de la base B_{tissu} : ($IZ - 4/C$) est plus fortement sollicitée que ($IZ - 0/B$).

Ceci induit donc qu'alternativement, ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 4/C$) sont les interzones les plus sollicitées (et par un effort de traction induit par cette flexion).

Ces quelques éléments succincts d'analyse confortent le fait que l'étude de σ_I au travers de ses valeurs maximales σ_I^{max} est pertinente pour répondre à la question de la rupture du tissu (donc de la bande). La suite consiste à se focaliser sur ce paramètre pour investiguer le processus de rupture du tissu (donc de la bande) et la marge de sécurité de la bande en fonctionnement. On verra que pour d'autres architectures (Chapitre 9), cette grandeur est également pertinente.

7.6 Définition d'un coefficient de concentration de contrainte comme critère général de classement des architectures tissées

Nous avons vu dans l'analyse qualitative précédente faite dans un fil de chaîne du tissu soumis à une traction uniaxiale selon la direction de la chaîne, que le maximum de la plus grande contrainte principale, que l'on peut légitimement qualifier de contrainte (locale) axiale, est une variable pertinente à analyser. Ici, on se pose davantage que précédemment dans une investigation quantitative et on va donc évaluer plus précisément qu'auparavant les niveaux de la contrainte axiale dans les creux et les bosses des différentes interzones.

La localisation des contraintes effectuée dans ce calcul montre que pour une contrainte macroscopique donnée, ici $\Sigma_{XX} = 100$ MPa, le maximum atteint par la contrainte mésoscopique σ_I est de l'ordre de $\sigma_I^{max} \approx 1200$ MPa dans l'interzone ($IZ - 2/C$) (Fig. 7.17). Si le même calcul avait été effectué sur un milieu élastique linéaire (éventuellement anisotrope) mais homogène, la valeur aurait été de $\sigma_I^{max} = 100$ MPa, c'est-à-dire que la contrainte macroscopique n'aurait pas été amplifiée. Dans le cas du tissu, donc, l'amplification de la contrainte macroscopique est de l'ordre de 12. Cette amplification est évidemment liée aux propriétés des constituants du

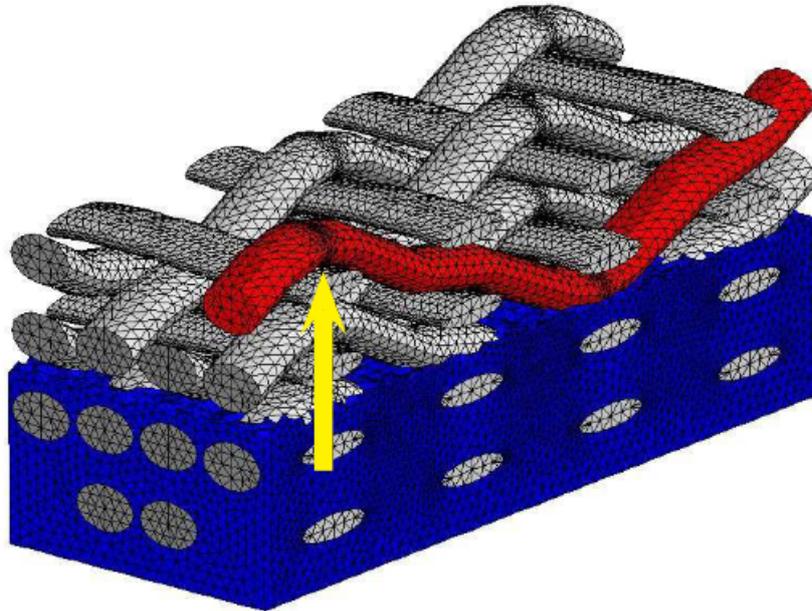


FIGURE 7.9 – Indication du fil de chaîne ($WaZ - 1, 1$) utilisé pour l'analyse de la contrainte axiale locale dans les fils de chaîne.

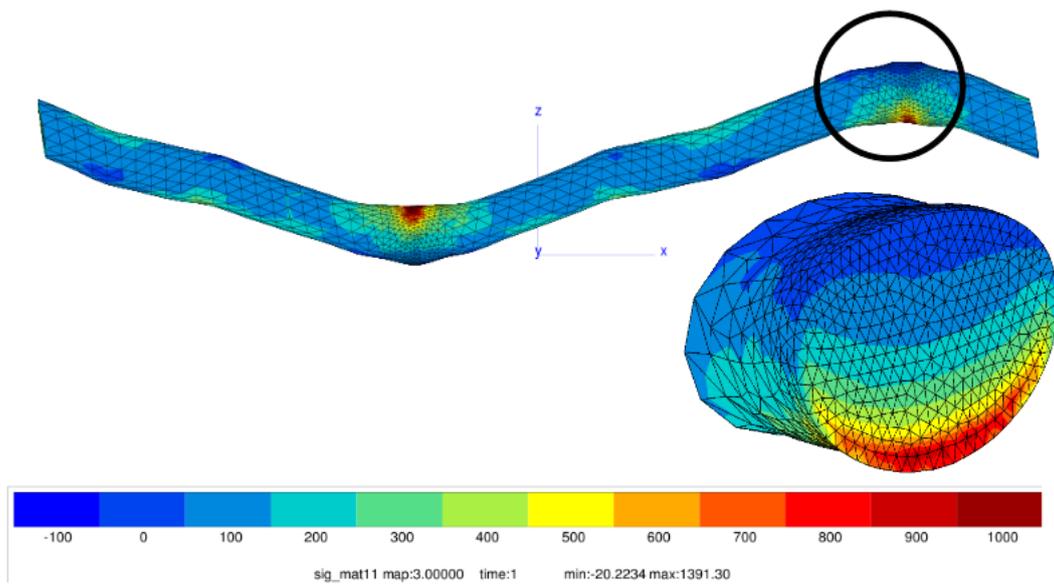


FIGURE 7.10 – Isovaleurs de la plus grande contrainte principale σ_I pour le fil ($WaZ - 1, 1$).

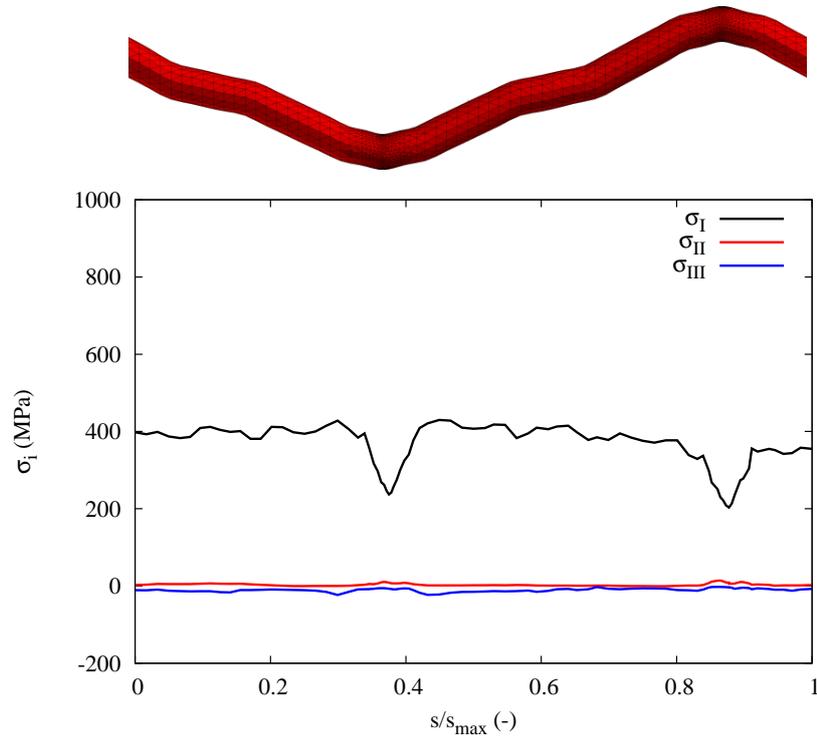


FIGURE 7.11 – Contraintes principales en fonction de l'abscisse curviligne normée, pour le fil ($WaZ = 1, 1$).

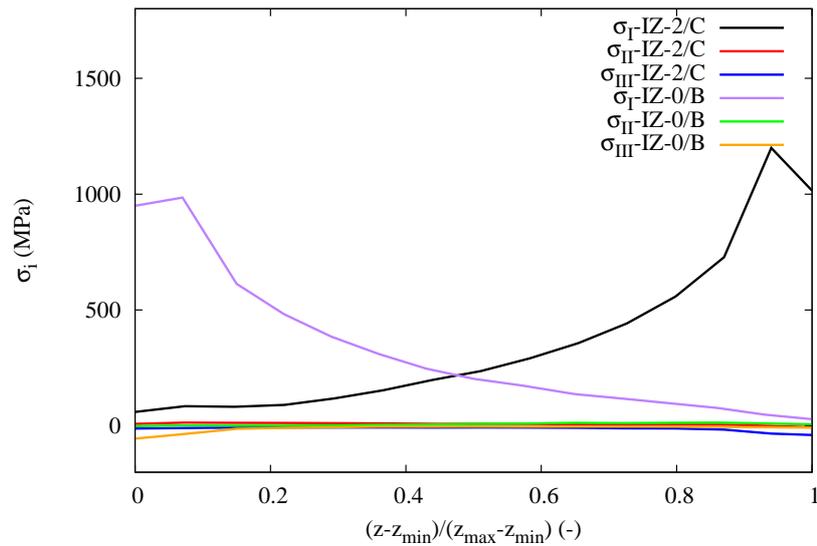


FIGURE 7.12 – Contraintes principales en fonction de la coordonnée z normée, dans les sections transverses correspondant aux courbures maximales (bosse et creux), pour le fil ($WaZ = 1, 1$).

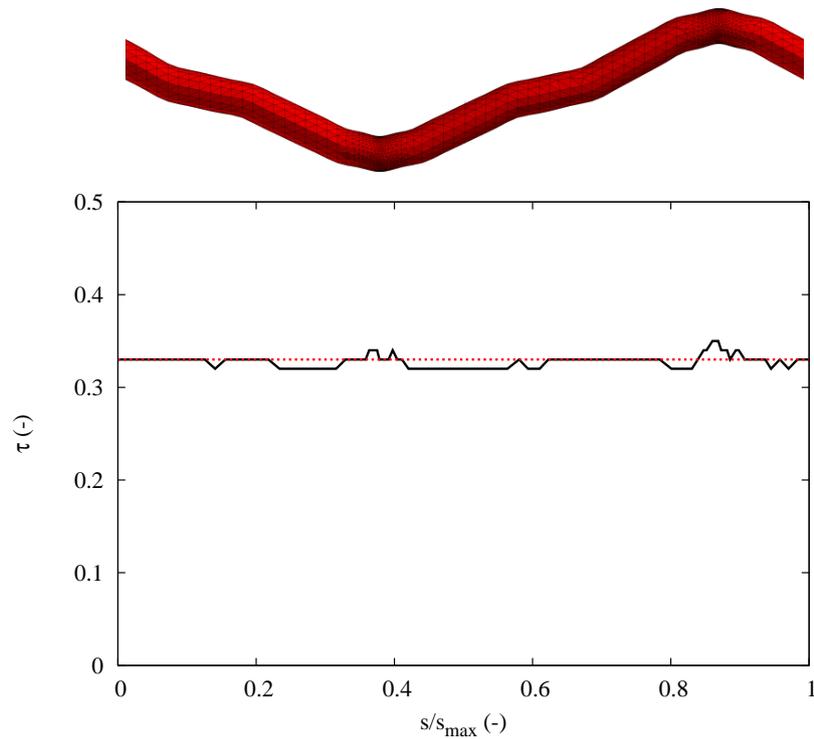


FIGURE 7.13 – Taux de triaxialité des contraintes τ sur la ligne moyenne (ligne 1) en fonction de l'abscisse curviligne normée, pour le fil ($WaZ - 1, 1$). La ligne en pointillée, placée à 0.33 indique un état parfaitement uniaxial de contrainte.

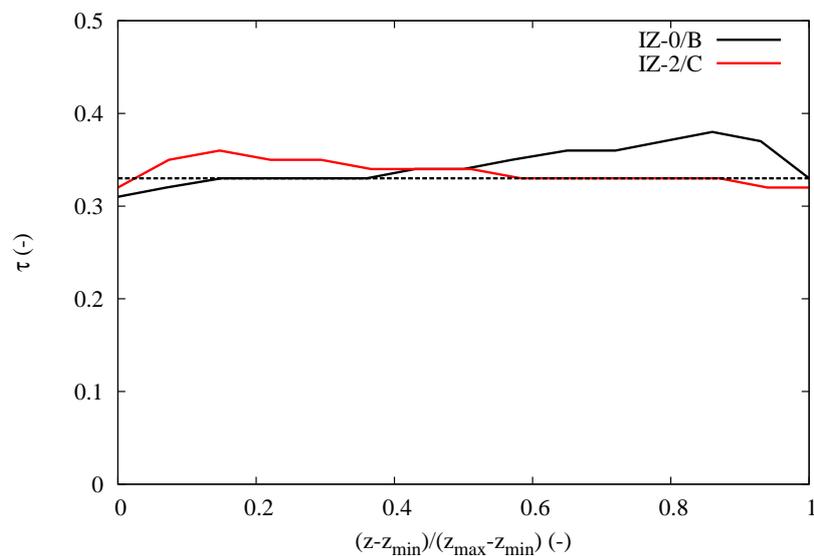


FIGURE 7.14 – Taux de triaxialité des contraintes τ en fonction de la coordonnée z normée, dans les sections transverses correspondant aux courbures maximales (bosse et creux), pour le fil ($WaZ - 1, 1$). La ligne en pointillée, placée à 0.33 indique un état parfaitement uniaxial de contrainte.

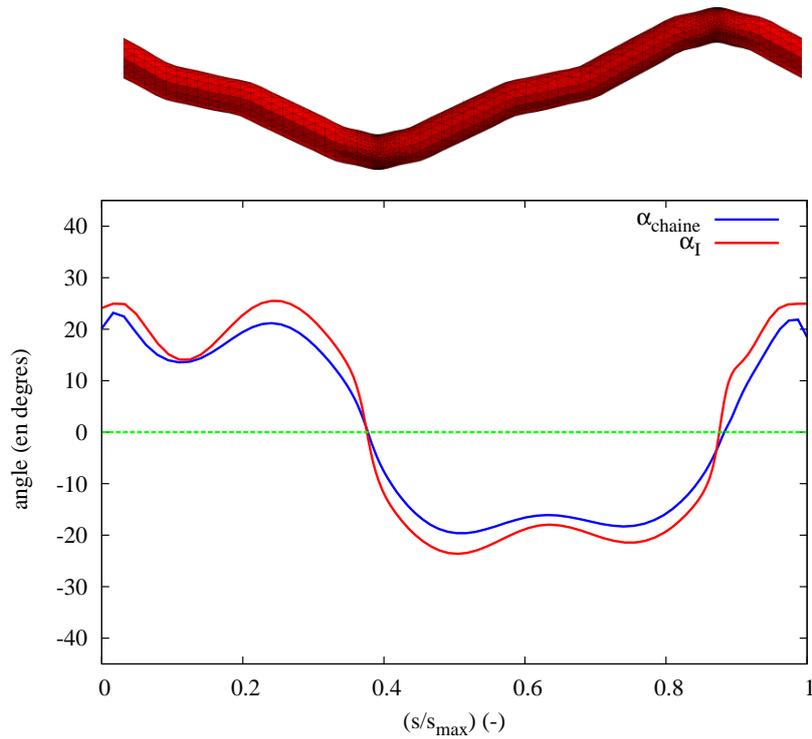


FIGURE 7.15 – Comparaison entre l'orientation du vecteur propre associé à la contrainte principale maximale σ_I et l'orientation de la tangente à la ligne moyenne en fonction de l'abscisse curviligne normée, pour le fil ($WaZ - 1, 1$).

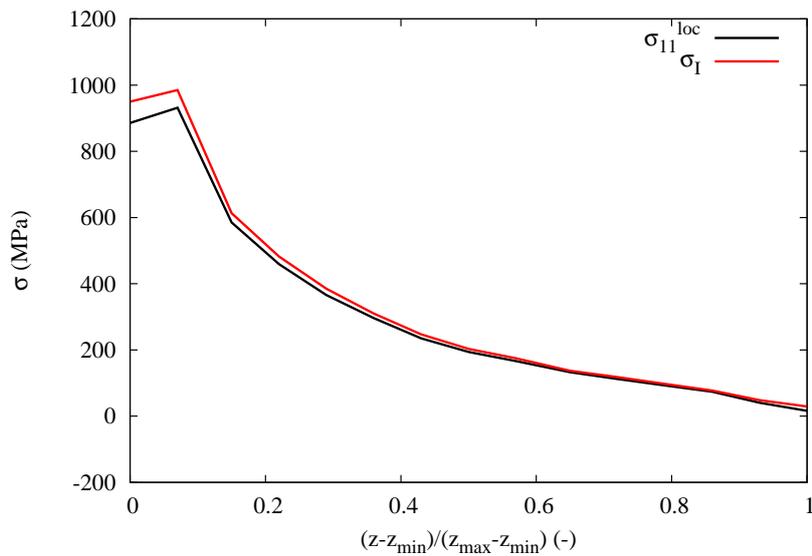


FIGURE 7.16 – Comparaison entre la contrainte principale maximale σ_I et la composante σ_{11}^{loc} du tenseur des contraintes local $\sigma^{loc}(M)$ en fonction de la coordonnée z normée, dans une section transverse correspondant à une bosse, pour le fil ($WaZ - 1, 1$).

tissu (qui sont supposés avoir un comportement élastique linéaire, conduisant ainsi à la propriété de linéarité de tous les résultats). Mais, surtout, pour des constituants donnés, cette amplification est directement liée à l'architecture du tissu. Au regard de ce qui est fait habituellement pour les plaques trouées en Mécanique de la Rupture [21], on se propose, pour caractériser cette amplification, de définir un coefficient de concentration de contrainte, noté K_σ , par :

$$K_\sigma = \frac{\sigma_I^{max}}{\Sigma_{nom}} \quad (7.2)$$

où Σ_{nom} est la contrainte nominale appliquée à l'infini. Ici, le rôle de Σ_{nom} , la contrainte à l'infini, est joué par Σ_{XX} .

K_σ représente le facteur multiplicatif de la contrainte accessible expérimentalement, appliquée à l'échelle macroscopique, nécessaire pour évaluer le maximum de la contrainte axiale (non accessible expérimentalement) subie localement par les fils de chaîne. Il est lié à l'architecture et donc à la structure interne de la bande industrielle : ce paramètre est donc important du point de vue de la conception d'une architecture tissée quelconque. Ainsi, et c'est un résultat original et important de notre étude, nous proposons que le paramètre K_σ soit utilisé comme critère de classement d'architectures de composites tissés en général et de bandes transporteuses en particulier. Au sens de ce critère, le meilleur tissu est celui pour lequel K_σ est le plus faible (bien entendu, en excluant le cas d'un composite unidirectionnel). On procède, dans le chapitre 9, à un classement de 2 architectures ciblées en utilisant K_σ .

Dans les calculs effectués ici, les constituants ayant un comportement élastique linéaire, la valeur de la contrainte macroscopique n'a pas véritablement d'importance pour l'analyse des résultats. En effet, le coefficient de concentration de contrainte K_σ ne dépend pas du niveau de cette contrainte macroscopique. Nous avons choisi dans un premier temps d'appliquer comme valeur de la contrainte macroscopique Σ_{XX} la contrainte à rupture (dans le sens chaîne) de la bande, Σ_R , quitte à ajuster cette valeur lors de l'analyse des mécanismes de rupture du tissu. Pour les résultats expérimentaux sur les matériaux, on rappelle :

- $\Sigma_R = 100$ MPa ;
- la valeur à rupture des fils de chaîne en traction longitudinale est $\sigma_R = 650$ MPa ;
- $K_\sigma^{mat} = \sigma_R / \Sigma_R = 6.5$. C'est le rapport entre les 2 contraintes à rupture, homogène et donc comparable à K_σ .

Dans la suite, s'il n'y a aucune ambiguïté possible, nous dirons que la contrainte macroscopique Σ_{XX} est la contrainte nominale Σ_{nom} . Ainsi, les calculs sont effectués avec : $\Sigma_{XX} = \Sigma_{nom} = \Sigma_R = 100$ MPa.

On peut ainsi se rendre compte que $K_\sigma \simeq 10$. Donc, $K_\sigma \geq K_\sigma^{mat}$. Ce cas de figure indique que la rupture de la bande à l'échelle globale provient du fait que les fils ont atteint leur contrainte à rupture au cours du chargement : $\sigma_I^{max} \geq \sigma_R$. En première analyse, la valeur de $\sigma_I^{max} \simeq 1000$ MPa ($K_\sigma \simeq 10$) trouvée ici est trop élevée, par rapport à $\sigma_R \simeq 650$ MPa ($K_\sigma \simeq 6.5$). Remarquons tout d'abord que σ_I^{max} est une contrainte vraie alors que σ_R est une contrainte nominale. Même si en petites déformations la différence est moindre, on peut dire que cela contribue à cet écart. Nous n'irons pas plus loin pour l'analyser mais dans cet état de fait, on parle d'une prédiction pessimiste ("*conservative*" en anglais) de la rupture. A noter qu'on aurait pu prendre d'autres paramètres de rupture utilisant le maximum de la plus grande contrainte principale pour qu'ils soient plus ajustés sur $\sigma_R \simeq 650$ MPa. Nous pouvons citer en premier exemple le critère σ_d [34] [33] [18] qui choisit la plus grande contrainte principale obtenue à une distance caractéristique

d à partir de l'interface. Bien entendu, cette distance caractéristique est ajustée de manière à coïncider sur $\sigma_I^{max} \simeq 650$ MPa. En se référant à la figure 7.12, cela donnerait une distance caractéristique définie par $(z - z_{min}) / (z_{max} - z_{min}) \simeq 0.15$. En deuxième exemple, nous pouvons citer la contrainte de Weibull utilisée dans le modèle de Beremin basé sur l'hypothèse du maillon le plus faible [6] [42]. Dans cette approche locale de la rupture fragile, la contrainte de Weibull est définie comme étant la sommation de la plus grande contrainte principale sur un volume composé d'éléments qui ont vu de la déformation plastique. On aurait pu éventuellement changer la définition de ce volume "plastifié" pour l'adapter au cas présent.

7.7 Justification d'une rupture par interzone. Explication de la rupture du tissu en traction uniaxiale

On souhaite maintenant expliquer, dans le cas de cette sollicitation, le processus de rupture de la bande (donc du tissu) qui a été mis en évidence expérimentalement par Piezel [35]. Rappelons que ces essais de traction uniaxiale sur la bande ont été instrumentés par un dispositif d'émission acoustique, et qu'ils ont révélé le caractère brutal de la rupture de la bande : juste après l'apparition de signaux acoustiques (probablement) révélateurs des premières ruptures des fibres constituant les fils de chaîne, le processus de rupture de la bande (donc du tissu) se produit quasi-instantanément. On peut affirmer que l'on se trouve en présence d'un mode de rupture de type mort-subite. On imagine ainsi un processus de rupture où si un(des) fil(s) de chaîne casse(nt) à un instant donné, tous les autres se rompent immédiatement après.

Pour ce qui concerne le chargement Σ_{nom} , compte tenu de l'indépendance de K_σ en fonction du niveau de chargement ainsi que de notre approche privilégiant la contrainte locale au niveau du fil, nous proposerons d'ajuster la valeur de σ_I^{max} , en multipliant toutes les contraintes locales par le rapport $K_\sigma^{mat} / K_\sigma$. Ce qui revient à supposer que la rupture de la bande s'amorce à partir de $\Sigma_{nom} = 65$ MPa.

Dans ces conditions, la première hypothèse que l'on souhaite vérifier est celle qui consiste à affirmer que la valeur σ_I^{max} de σ_I est la même pour toutes les bosses (respectivement, tous les creux) d'une interzone de type $(IZ - l/B)$ (respectivement, $(IZ - l/C)$). Ainsi, dans la figure 7.17, on reporte l'histogramme des σ_I^{max} avec leurs valeurs moyennes selon les interzones $(IZ - 0/B)$, $(IZ - 1/B)$, $(IZ - 2/C)$, $(IZ - 2/B)$, $(IZ - 3/C)$ et $(IZ - 4/C)$. On constate que les valeurs de chaque σ_I^{max} ne sont différentes que d'approximativement 3%. On peut ainsi justifier le fait que lorsque l'on doit effectuer une coupure, celle-ci soit faite sur la totalité des fils de l'interzone considérée. Par exemple, on va couper la totalité des bosses de l'interzone $(IZ - 0)$, c'est-à-dire, selon le vocabulaire défini, que l'on va couper $(IZ - 0/B)$. On peut également justifier le fait que la grandeur σ_I^{max} passe d'une caractéristique d'un fil à celle d'une interzone : on note alors $\sigma_I^{max}(IZ - l/g)$ $l = 0, 1, 2, 3, 4$, $g \in \mathbb{G}$, la valeur de σ_I^{max} caractéristique de l'interzone $(IZ - l/g)$ (ici, en fait, $g = B$ ou C).

On constate également, que toutes les interzones ne sont pas sollicitées de manière identique : plus une interzone est située proche du plan moyen du tissu, plus elle est sollicitée. Dans cette affirmation, on ne fait pas intervenir le type de l'interzone. On peut justifier cela, d'abord par un argument purement géométrique : en changeant le sens du vecteur indiquant la direction normale au plan moyen du tissu, un creux devient une bosse et réciproquement. En réalité, plus précisément, la nature de la géométrie de l'interzone semble être un effet du second ordre : les interzones placées symétriquement par rapport au plan moyen, même en étant de nature différente sont néanmoins sollicitées de manière quasi-identique (moins de 3% de différence),

celles contenant les creux étant néanmoins toujours légèrement plus sollicitées que celles avec les bosses.

Finalement, on peut imaginer, à travers les explications précédentes que :

- l'interzone ($IZ-2/C$) est la première à se couper, entraînant alors la coupure de l'interzone ($IZ-2/B$);
- ensuite, les interzones ($IZ-3/C$) puis ($IZ-1/B$) se coupent ;
- pour finalement entraîner la coupure des interzones ($IZ-4/C$) puis ($IZ-0/B$), et la ruine complète du tissu.

La validation de ce type de rupture par des observations n'est pas accessible en raison de la difficulté qu'il y aurait, par exemple, à arrêter l'essai en cours pour la réalisation de clichés, au moment de la coupure de l'interzone ($IZ-2/C$). En clair, le mode de rupture de type mort-subite empêche ces investigations par observations.

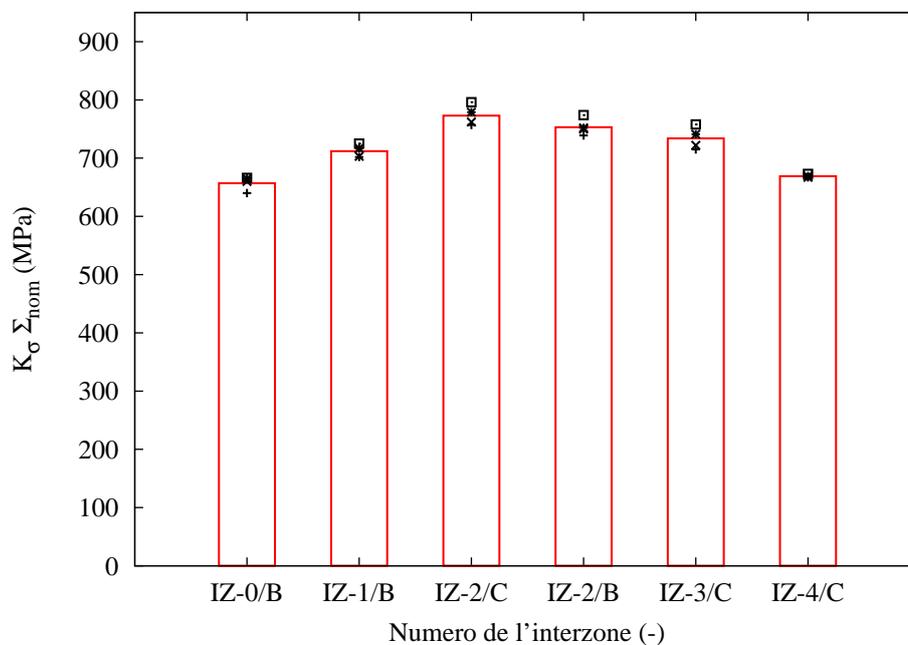


FIGURE 7.17 – Valeurs de σ_I^{max} pour chaque bosse (respectivement, creux) (symboles) dans chaque interzone de type ($IZ-l/B$) et ($IZ-l/C$) ($l = 0, 1, 2, 3, 4$) comparées avec la moyenne de ces valeurs sur chaque interzone (barre d'histogramme).

7.8 Coupures d'interzone et transfert de charge en traction uniaxiale

On rappelle que la sollicitation modélisée ici est une traction uniaxiale du tissu selon la direction de la chaîne. Afin de simuler une propagation de rupture d'interzone, nous choisissons d'imposer $\sigma_I^{max} = \sigma_R$ sur l'interzone ($IZ-0/B$) pour l'initier.

Pour suivre la conséquence de ces coupures d'interzone sur la grandeur caractéristique $\sigma_I^{max}(IZ-l/g)$ ($l = 0, 1, 2, 3, 4$), $g \in \mathbb{G}$, on note :

- $\sigma_I^{max}(IZ - l/g, 0)$ la valeur de $\sigma_I^{max}(IZ - l/g)$ lorsque aucune coupure n'est présente, c'est-à-dire lorsque le tissu est vierge d'endommagement ;
- $\sigma_I^{max}(IZ - l/g, i)$ la valeur de $\sigma_I^{max}(IZ - l/g)$ lorsque les i premières coupures d'interzone ont été faites ;
- le transfert de charge sur la grandeur $\sigma_I^{max}(IZ - l/g)$ entre les états coupés i et j ($i \geq j$) ;

$$\Delta\sigma_I^{max}(IZ - l/g, i - j) = \sigma_I^{max}(IZ - l/g, i) - \sigma_I^{max}(IZ - l/g, j)$$

en donnant, en plus, l'indication de la chronologie des interzones coupées (Fig. 7.18) :

- coupure 1 : $(IZ - 0/B)$;
- coupure 2 : $(IZ - 1/B)$;
- coupure 3 : $(IZ - 2/C)$.

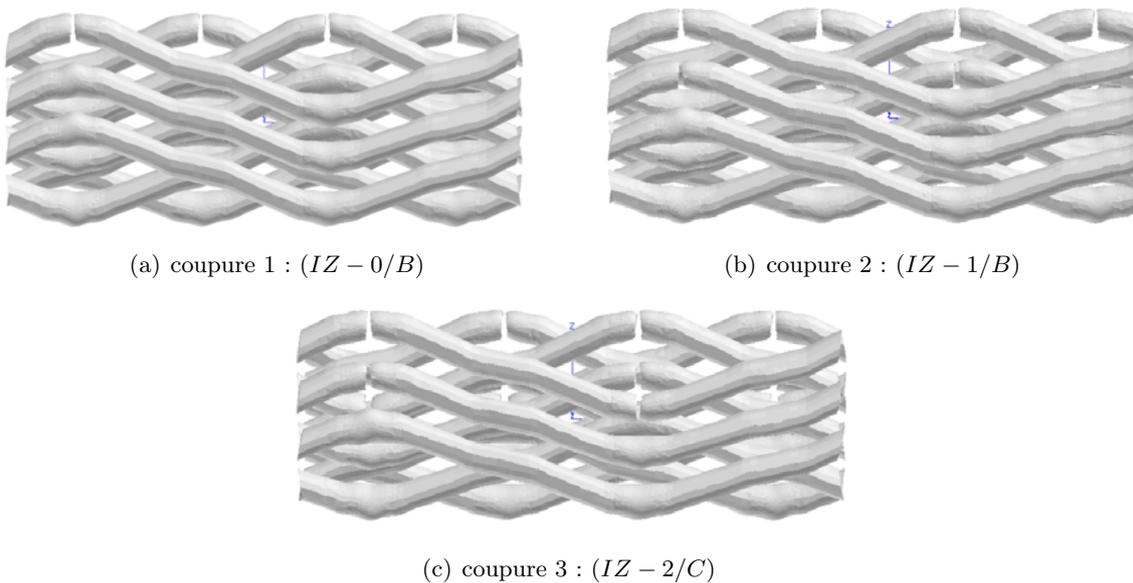


FIGURE 7.18 – Chronologie des interzones coupées : les différentes configurations de coupures par interzone.

Tout d'abord, on a évalué la perte du module d'Young E^H (qui permet ainsi de donner une idée de l'évolution de C_{XXXX}^H avec la rupture, supposé être la seule composante du tenseur de rigidité, impacté par la rupture des fils de chaîne) :

- tissu sans coupure : $E^H = 1058$ MPa ;
- coupure 1, i.e. coupure de $(IZ - 0/B)$: $E^H = 1023$ MPa ;
- coupure 2, i.e. coupure de $(IZ - 1/B)$: $E^H = 982$ MPa ;
- coupure 3, i.e. coupure de $(IZ - 2/C)$: $E^H = 935$ MPa (soit approximativement 12% de chute par rapport au tissu sain).

Ensuite, les transferts de charge induits par les coupures d'interzone de proche en proche sont visualisés sur (Fig. 7.19). On y voit que l'interzone $(IZ - 0/B)$ est chargée à 650 MPa. Avant la coupure, l'interzone proche $(IZ - 1/B)$ subit la contrainte $\sigma_I^{max}(IZ - 1/B, 0)$ qui d'après la figure 7.17 est supérieure à 650 MPa. La coupure de l'interzone $(IZ - 0/B)$ engendre instantanément

un transfert de charge qui accroît la contrainte dans $(IZ - 1/B)$ à $\sigma_I^{max}(IZ - 1/B, 1)$. Cette dernière étant encore supérieure à σ_R , l'interzone $(IZ - 1/B)$ va se rompre à son tour. On poursuit le raisonnement de proche en proche sur $(IZ - 2/C)$ et $(IZ - 2/B)$ avec les contraintes correspondantes. On observe que toutes les contraintes $\sigma_I^{max}(IZ - l/g)$ sont supérieures à $\sigma_R = 650$ MPa, provoquant ainsi une rupture par avalanche des interzones.

L'étape suivante de l'analyse consiste à insérer dans l'intervalle de chaque interzone, l'évolution de la contrainte en fonction du taux d'usage TU . Ainsi, l'état de la bande peut être évalué par le diagramme indiquant TU (Fig. 7.20). En fonction de la comparaison entre $\sigma_I^{max}(IZ - 0/B, 0)$ et la contrainte à rupture d'un fil σ_R 2 configurations se dessinent :

- si $\sigma_I^{max}(IZ - 0/B, 0) \geq \sigma_R$, condition qui peut s'écrire également $K_\sigma \Sigma_{nom} \geq \sigma_R$, le chargement macroscopique coupe au moins la première interzone de la bande. Un transfert de charge sur l'interzone suivante s'opère et comme les contraintes σ_I^{max} théoriques seront toujours supérieures à σ_R , toutes les autres interzones verront de la même manière $K_\sigma \Sigma_{nom} \geq \sigma_R$. Elles se couperont tour à tour jusqu'à la dernière coupure. En résumé, si une interzone se coupe, une succession de ruptures d'interzone par avalanche s'ensuit jusqu'à la rupture complète de la bande ;
- si $\sigma_I^{max}(IZ - 0/B, 0) \leq \sigma_R$. Le chargement macroscopique n'est pas assez élevé pour couper instantanément l'interzone. Deux possibilités sont encore envisagées :
 - . soit $\sigma_I^{max}(IZ - 0/B, 0) \leq \sigma_R^{min}$. *A priori*, il n'y aura jamais de coupure de fil. Seul un accident peut couper une interzone : poinçonnement par impact de minerai, rupture par abrasion de fil par d'inclusions rigides dans la matrice, rupture par emballement thermique, rupture par fatigue à grand nombre de cycles. Si la première interzone $(IZ - 0/B)$ se coupe par accident, on regarde si $\sigma_I^{max}(IZ - 1/B, 1) \leq \sigma_R^{min}$. Le cas échéant, il faut attendre un autre accident pour couper cette interzone, jusqu'à ce qu'on arrive dans la situation traitée ci-après ;
 - . soit $\sigma_R^{min} \leq \sigma_I^{max}(IZ - 0/B, 0) \leq \sigma_R$, le cyclage va couper des fibres dans chaque fil de l'interzone et σ_I^{max} augmentera jusqu'à atteindre σ_R . Cette interzone se coupe et le transfert de charge s'effectue sur l'interzone suivante. Comme ce transfert de charge est positif, l'interzone $(IZ - 0/B)$ se coupera à son tour et ainsi de suite, pour une succession de ruptures par avalanche.

7.9 Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en traction

Le scénario évoqué ici met en évidence la rupture par avalanche des interzones. La marge de sécurité d'utilisation de la bande repose sur celle de la première interzone. Ainsi, le taux d'usage revient à celui d'une interzone, donc d'un fil expliqué dans le chapitre 5 (Fig. 5.8). L'hypothèse sous-jacente est que tous les fils d'une interzone subissent le même nombre de fibres coupées.

Dans le cas le plus courant tel que $\sigma_R^{min} \leq K_\sigma \Sigma_{nom} \leq \sigma_R$, le taux de sécurité TS , se réduit à l'équation 5.4 mais appliquée à un ensemble de fils :

$$TS = \frac{\sigma_R - K_\sigma \Sigma_{nom}}{\sigma_R - \sigma_R^{min}} \quad (7.3)$$

où σ_R , σ_R^{min} et K_σ sont des données des propriétés matériaux tandis que Σ_{nom} reflète le chargement en service.

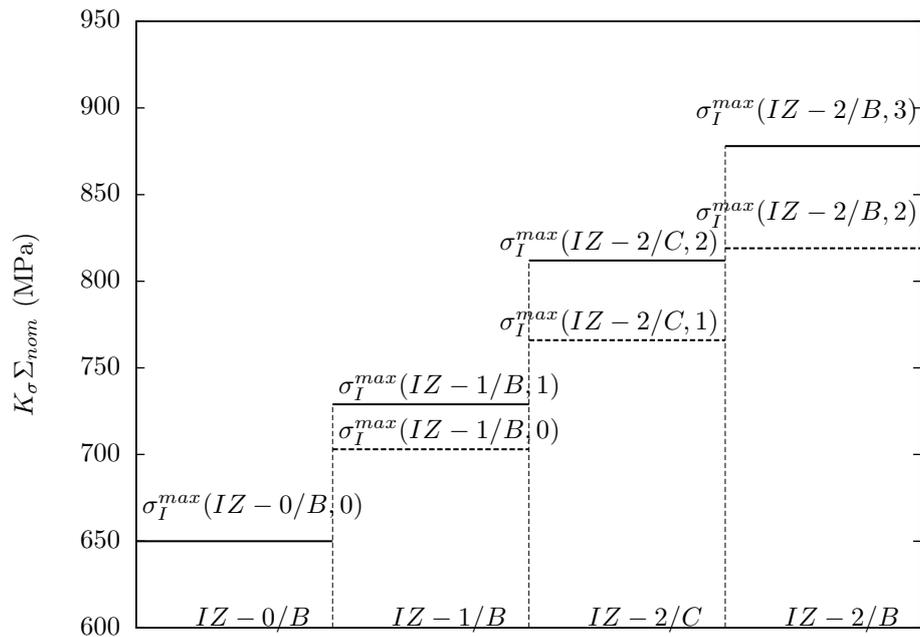


FIGURE 7.19 – Evolution des niveaux de contrainte dans les interzones en fonction du nombre de coupures.

En appliquant donc le diagramme des taux de sécurité et d'usage du fil de PET à l'ensemble des fils de l'interzone ($IZ - 0/B$), on obtient le diagramme de la figure 7.21. La trajectoire suivie par la bande dans un tel diagramme commence par $TS = K_\sigma^{mat} \Sigma_{nom}$. L'utilisation de la bande va faire décroître TS en suivant le diagramme de la première interzone. Une fois que celle-ci atteint $TS=0$, toutes les interzones verront $TS = 0$ jusqu'à la rupture complète de la bande. Cette configuration est celle de ruptures par avalanche des fils de la bande dès qu'une interzone est coupée.

Soulignons l'importance de l'équation 7.3 dans le dimensionnement de la bande. C'est un résultat important de cette thèse sur lequel on peut adjoindre des coefficients de sécurité supplémentaires. Par exemple en diminuant (facteur multiplicatif inférieur à l'unité) σ_R ou en augmentant (facteur multiplicatif supérieur à l'unité) K_σ . Dans la suite, on expertise grâce à l'équation 7.3 les résultats expérimentaux provenant des essais cycliques suivis d'une traction monotone jusqu'à rupture et la rupture sur le bord d'une bande fournie par Cobra Europe.

7.10 Applications aux données issues de chargement cyclique en traction

Il est montré que l'interzone ($IZ - 2/C$) est la plus chargée en termes de σ_I^{max} (Fig. 7.17). Il est donc probable que celle-ci se casse en premier. Comme on voit que σ_I^{max} diminue pour les interzones situées vers la surface, nous nous posons alors la question d'une éventuelle rupture progressive (et non par avalanche) de la bande en traction. En toute rigueur, on devrait simuler numériquement les coupures successives des interzones ($IZ-2/C$), ($IZ-1/B$) et ($IZ-0/B$) dans l'ordre. Néanmoins, l'ensemble des résultats obtenus peut suffire à la prédiction du phénomène avec les hypothèses suivantes :

- comme pour la figure 7.19, nous assignons la contrainte sur l'interzone ($IZ - 2/C$) à la contrainte à rupture σ_R d'un fil ;

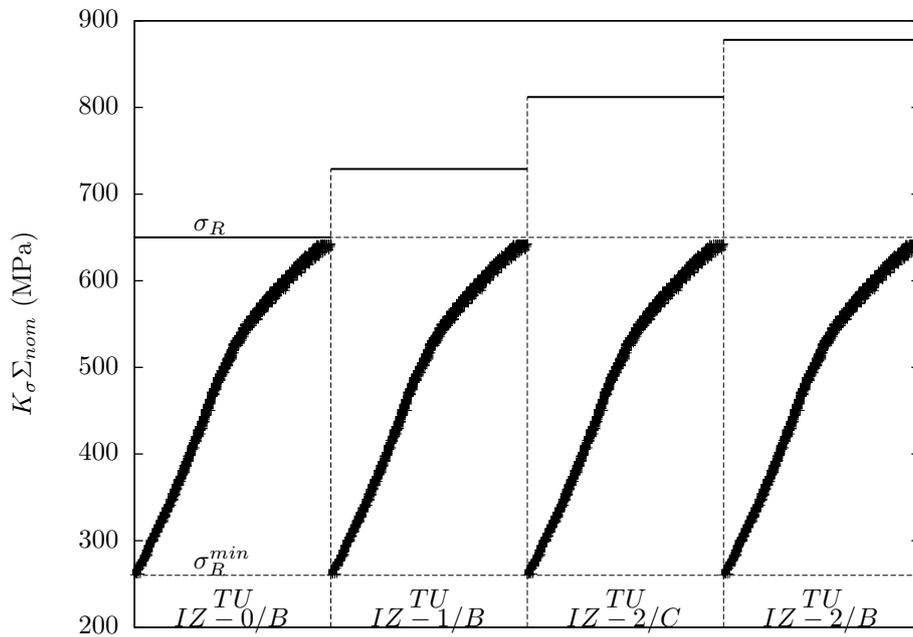


FIGURE 7.20 – Contraintes locales en fonction du taux d'usage à l'échelle de la bande

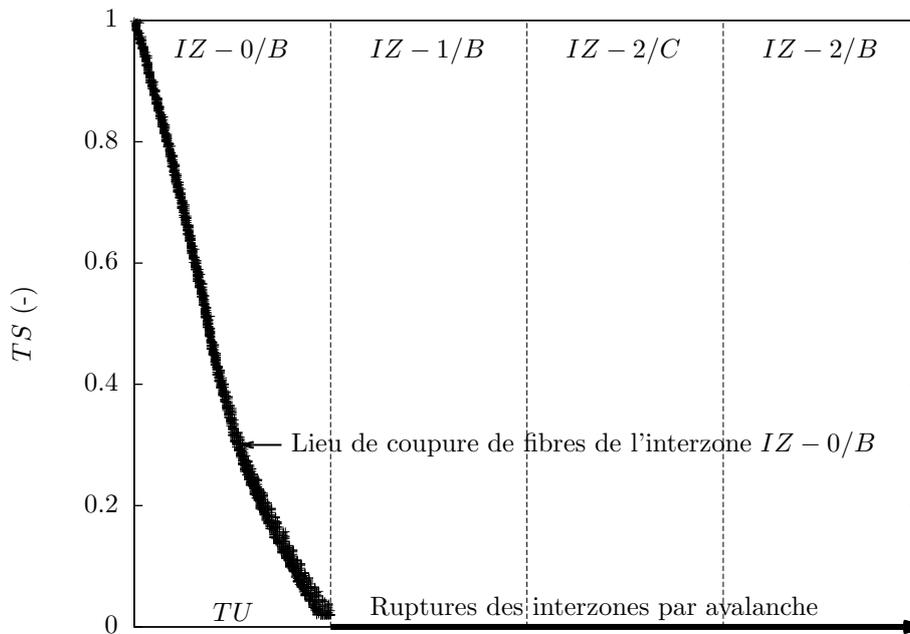


FIGURE 7.21 – Diagramme des taux d'usage et de sécurité de la bande en traction

- les transferts de charge sont supposés égaux à ceux vus par l'interzone ($IZ - 2/B$) (Fig. 7.19).

L'analyse aboutit à la construction du diagramme de la figure 7.22. Tout d'abord, en supposant que l'interzone ($IZ - 2/C$) est rompue, les taux d'usage des interzones ($IZ - 1/B$) et $IZ-0/B$ sont respectivement de 87% et de 83%. En d'autres termes, après coupure de l'interzone ($IZ - 2/C$), le transfert de charge entraîne la rupture de 87% de fibres des fils de l'interzone ($IZ - 1/B$). De même, la coupure de ($IZ - 1/B$) entraîne une rupture de 83% de fibres, par transfert de charge dans l'interzone ($IZ - 0/B$) restante.

En ce qui concerne le taux de sécurité, nous considérons que celui de la bande est égal à celui de l'interzone la plus proche de celle coupée. Selon (Eq. 7.3) il est de l'ordre 9% dans les 2 cas de coupure des interzones ($IZ - 1/B$) et ($IZ - 0/B$). Ces valeurs calculées de manière déterministe nécessitent une prudence particulière d'utilisation. Donc pour des raisons de sécurité on peut supposer que quelle que soit la localisation de la première coupure d'interzone, un chargement en traction entraînera toujours une rupture par avalanche dès qu'il y a une interzone rompue.

On peut alors revenir sur un résultat du chapitre 4 qui donne l'évolution de la contrainte à rupture de la bande en fonction du nombre de cycles effectués (Fig. 4.11). Nous avons montré expérimentalement que la contrainte à rupture de la bande diminue d'environ 4% et 16% après 1000 et 10000 cycles respectivement, pour une contrainte maximale de 60% de Σ_R . La figure 7.23 exploite ces résultats et permet de voir que la prédiction évoquée jusqu'à présent est pessimiste ou sécurisante. L'argumentation s'appuie tout d'abord sur la rupture en avalanche en traction, donc il suffit de raisonner sur une interzone, voire un fil. L'interzone est chargée à $0.6 K_\sigma \Sigma_R$, donc à 390 MPa. Une chute de 4%, respectivement 16% de la contrainte à rupture à l'échelle de la bande, reviendrait à une augmentation de σ_R^{min} de la même quantité pour en déduire le nombre de fibres coupées correspondant. Ce sont les 2 points isolés indiqués à gauche de la courbe de taux d'usage de la figure 7.23. Ces derniers permettent d'indiquer le taux d'usage en fonction du nombre de cycles effectué. On y voit qu'après 1000 (respectivement, 10000) cycles, le taux d'usage n'est que de 4% (respectivement, 10%) alors que dans notre diagramme on l'indique à 28%.

Nous ne disposons que de très peu de points expérimentaux pour l'analyse de l'évolution du taux d'usage en fonction du nombre de cycles de traction effectué. A 10% de Σ_R Piezel [35] n'a pas noté de diminution de la contrainte à rupture jusqu'à 10000 cycles. Comme le chargement est largement inférieur à σ_R^{min} cet état de fait paraît plausible. Pour un chargement de 30% Σ_R , une légère chute (3%) a été observée au bout de 10000 cycles. Ce chargement est toujours inférieur à σ_R^{min} mais le résultat demande à être confirmé. Enfin, il a été mentionné qu'un chargement de 75% de Σ_R entraîne une rupture de la bande au bout 1900 cycles. Ce effet semble montrer qu'une utilisation à contrainte très élevée du diagramme des taux d'usage n'est pas très fiable. La construction de courbe de fatigue ou courbe de Wöhler nous semble plus adéquate pour investiguer pleinement sur la durée de vie en fatigue.

7.11 Rupture complète d'une bande à partir du bord

Dans la partie précédente et sortant de la transition d'auge, les 2 parties périphériques (les bords) de la bande subissent une traction cyclique supplémentaire dans le sens chaîne. Même si on se focalise sur le chargement global de la bande en flexion lors des passages des tambours, ce chargement cyclique de traction-traction sens chaîne devrait être pris en compte. L'industriel nous indique l'importance de cet aspect sur le terrain. La figure 6.8 où une rupture du bord de

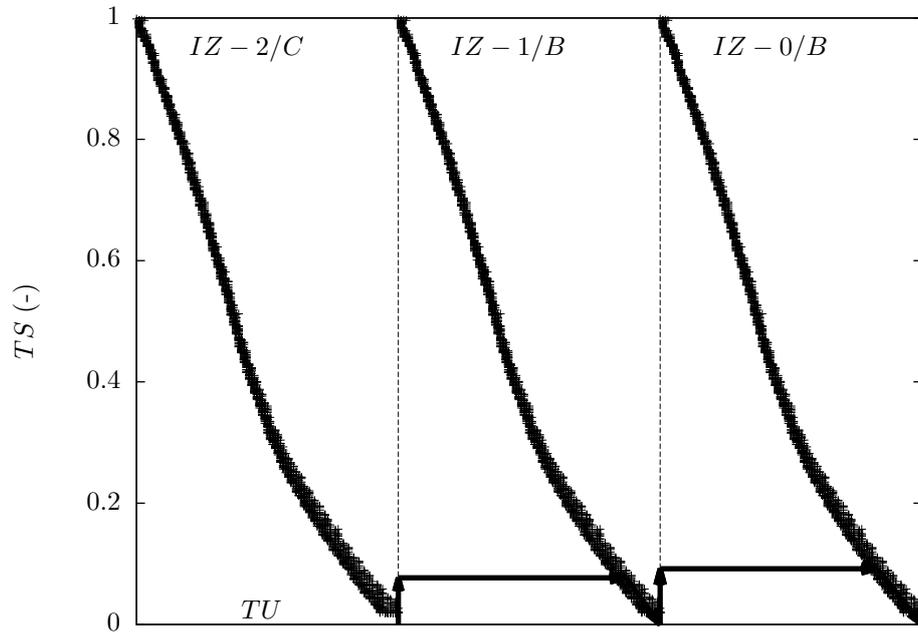


FIGURE 7.22 – Diagramme des taux d'usage et de sécurité en traction en supposant une première rupture de nappe à cœur ($IZ - 2/C$).

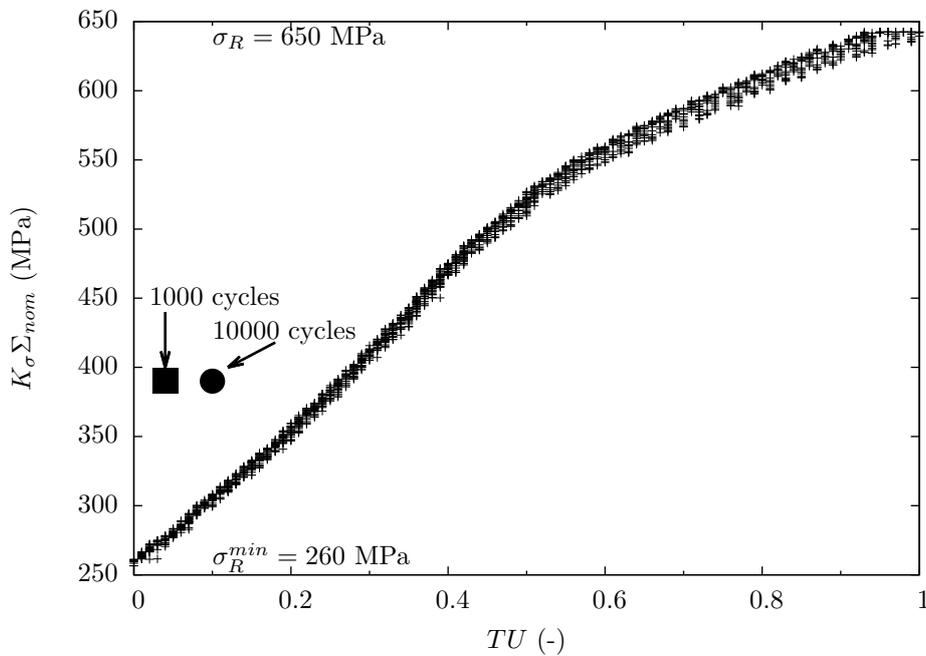


FIGURE 7.23 – Diagramme des contraintes en fonction du taux d'usage en traction en fonction du nombre de cycles effectué.

bande est montrée laisse supposer une rupture par avalanche (tous les fils sont coupés) après que le taux de sécurité ait été "épuisé" dans une première interzone.

Chapitre 8

Analyse mésoscopique du composite tissé. Application à la simulation de la sollicitation réelle vue par une bande en service

Ce chapitre continue l'investigation sur le tissu à l'échelle mésoscopique. Il traite un second cas de chargement macroscopique : celui réel, le plus pénalisant, existant pour une bande en service, incluant de la flexion. Il va bénéficier des enseignements qui ont été appris dans le cas de la traction car les résultats issus de ce cas se prolongent au cas de la flexion. On y explique le processus de ruine d'une bande en service.

Sommaire

8.1	Simulation de la flexion/traction macroscopique de la bande	160
8.2	Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaînes pour une sollicitation macroscopique de flexion	162
8.3	Justification d'une rupture par interzone et analyse des valeurs de $\sigma_I^{max}(IZ - i)$	162
8.4	Explication de la rupture du tissu en flexion/traction	166
8.5	Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en flexion . .	168
8.6	Analyses suite aux observations en tomographie de la bande endommagée	170

8.1 Simulation de la flexion/traction macroscopique de la bande

Le convoyeur est formé de nombreux tambours afin de s'adapter aux conditions d'exploitation et de service. Ces tambours ont une incidence directe sur la tenue mécanique et la durée de vie de la bande car leur géométrie induit les sollicitations vues par la bande. L'enroulement de la bande sur les tambours (Fig. 8.1) induit une sollicitation de flexion donc des sollicitations de traction/compression dans la direction de la chaîne du tissu de la bande, en plus de celle due à la tension d'entraînement appliquée par le tambour moteur. Ici, une sollicitation réelle de la bande est modélisée : une flexion pure est combinée à un chargement de traction. Le tableau (Tab. 8.1) regroupe des configurations usuelles de service de la bande. Nous allons nous intéresser au cas le plus défavorable (d'un point de vue mécanique) pour la bande, qui est le cas où le rayon de courbure du tambour est le plus faible et la tension entraînement la plus élevée (Cas 3 dans le tableau 8.1).

Dans ce chapitre on vise donc à adapter à la cellule périodique (VER) ce chargement incluant de la flexion. Rappelons que dans le cas de la traction uniaxiale, la section de la bande est soumise à une contrainte homogène orientée dans le sens chaîne. Dans le cas d'une flexion un gradient de contrainte s'établit dans cette même section et orientée de la même manière qu'en traction. Sur la partie haute de la section (côté minerai de la bande) la contrainte est de traction (positive) tandis que sur la partie inférieure (côté rouleau) il peut même s'établir une contrainte de compression.

Grâce à un travail collaboratif avec l'Université de Bruxelles, nous avons élaboré un outil multiéchelle capable d'imposer numériquement un chargement de flexion à la cellule périodique (VER). Le lecteur intéressé pourra se référer à Massart *et al.* [31] [30] [36]. L'intérêt de cet outil est qu'il travaille avec la même discrétisation volumique que celle utilisée pour la traction uniaxiale, en ayant néanmoins une formulation (périodique) de type coque où les tenseurs classiques de déformations membranaires et de courbures sont présents. La figure 8.2 illustre l'application de sollicitation de flexion sur le VER périodique. Les interzones en traction (côté minerai) subissent ainsi un chargement similaire à celui traité dans le chapitre 7. Les contraintes de traction diminuant quand on passe de l'interzone de la surface externe vers les interzones à mi-épaisseur du composite.

Les observations par tomographie qui ont été faites sur la bande endommagée (Chapitre 6) montrent des ruptures de fil en surface (peaux supérieure et inférieure) mais aucune au cœur du tissu : cela confirme le fait que cette bande endommagée a subi un chargement de flexion, sollicitation macroscopique qui induit (très probablement) une répartition de la valeur de σ_I^{max} dans l'épaisseur du tissu très différente de ce qu'elle est pour le cas de la traction uniaxiale.

On peut noter qu'en raison de l'agencement des tambours du convoyeur, la bande voit alternativement une sollicitation de flexion où sa peau supérieure et sa peau inférieure est la plus contrainte : les interzones ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 4/C$) sont donc vraisemblablement les plus sollicitées. Elles sont les lieux les plus propices à l'apparition des premières coupures des fils de chaîne.

Il faut noter également que l'observation de l'interzone ($IZ - 0/B$) montre des fils totalement rompus, alors que celle de l'interzone ($IZ - 4/C$) montre des fils qui ne le sont que partiellement. Une première explication qui semble plausible tient au fait que les efforts de flexion vus par ces deux interzones ne sont peut-être pas identiques du fait de l'arrangement et de la dimension des tambours. Par exemple, si le convoyeur est constitué uniquement de deux tambours de même diamètre, les efforts de traction vus par ($IZ - 0/B$) sont supérieurs à ceux vus par ($IZ - 4/C$),

	Rayon de tambour (mm)	Tension d'entraînement ($\% \Sigma_R$)
Cas 1	225	2
Cas 2	225	10
Cas 3	225	15
Cas 4	315	2
Cas 5	315	10
Cas 6	315	15

TABLE 8.1 – Différents chargements en flexion de la bande.

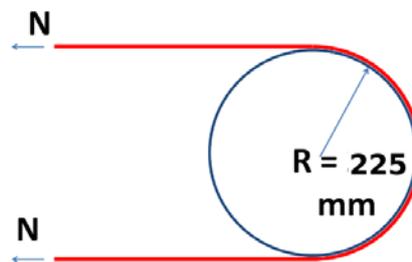
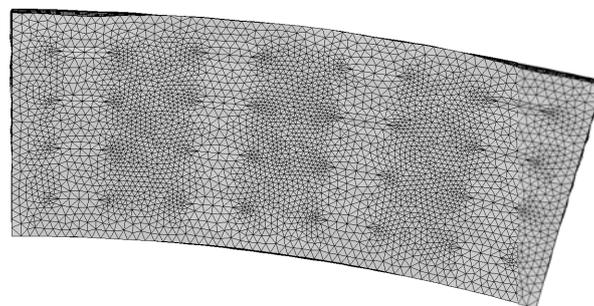
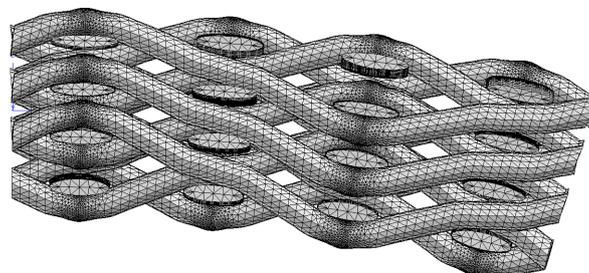


FIGURE 8.1 – Passage de la bande sur un tambour.



(a)



(b)

FIGURE 8.2 – Application de la sollicitation macroscopique de flexion à la bande lors de son passage sur un tambour : (a) cellule (b) renfort tissé .

le rayon de courbure vu par ($IZ - 0/B$) étant supérieur à celui vu par ($IZ - 4/C$). Une autre possibilité d'explication plausible est le phénomène de fatigue : en règle générale, pour un convoyeur, la fréquence de la flexion inverse est nettement inférieure à celle de la flexion, et la flexion induit des efforts plus forts dans ($IZ - 0/B$) que ceux induits par la flexion inverse dans ($IZ - 4/C$) (directement liés aux diamètres des tambours). Mais, ce n'est pas une règle absolue, et il est possible par exemple que cela soit tout l'inverse. L'explication à des ruptures néanmoins plus importantes dans ($IZ - 0/B$) serait alors plutôt du type : une sollicitation faible appliquée un très grand nombre de fois est plus endommageante, pour la matériau considéré, qu'une charge forte appliquée peu de fois.

8.2 Analyse de la contrainte axiale dans les fils de chaînes pour une sollicitation macroscopique de flexion

On suit pas à pas la même méthodologie d'analyse que celle du chapitre 7 pour faire ressortir, dans la même cellule périodique, les similitudes et les différences essentielles induites par le chargement macroscopique de flexion par rapport à celui macroscopique de traction uniaxiale. Ainsi, les premières analyses se focalisent comme précédemment sur le fil ($WaZ - 1, 1$).

En traçant dans le fil ($WaZ - 1, 1$), les contraintes principales σ_i (Fig. 8.3), on s'aperçoit que $\sigma_{II} = \sigma_{III} \simeq 0$. Le chargement reste donc uniaxial avec un niveau de contrainte dans la ligne moyenne évalué approximativement à 90 MPa. Dans les sections transverses au niveau de la bosse et du creux pour le même fil ($WaZ - 1, 1$), on observe les mêmes tendances qu'en traction uniaxiale (Fig. 8.4), mais avec des niveaux moindres. D'une part, les valeurs ne sont plus que de l'ordre de 300 MPa et d'autre part on observe que la contrainte maximale à cœur (creux) est plus faible que celle en surface (bosse). On explique ce fait par l'influence du gradient de contrainte induit par la flexion. La figure 8.5 montre que l'état de contrainte reste uniaxial le long de la ligne moyenne. Seule la contrainte σ_I est non nulle. De la même manière, la figure 8.6 montre que dans la section transverse le taux de triaxialité reste uniforme et vaut 0.33. On peut donc conclure que le fil est en état de contrainte uniaxial, comme dans le cas d'un chargement de traction homogène.

Comme mentionné précédemment, le chargement en flexion peut induire un changement de la plus grande contrainte principale dans le fil proche de la ligne interne à la flexion. En effet, elle peut devenir une contrainte de compression. Nous traçons tout d'abord l'évolution de cette variable dans les 3 fils de la même zone ($WaZ - 1$) (Fig. 8.7). On y observe que tous les profils de contrainte se ressemblent. Seuls les niveaux changent en diminuant au fur et à mesure que le fil considéré est plus proche du plan moyen du tissu. Une fois de plus, on voit une manifestation du chargement en flexion. La figure 8.8 permet de vérifier si la plus grande contrainte principale reste parallèle à l'axe du fil. En effet, σ_I étant la plus grande en valeur algébrique, si elle devenait négative, elle pourrait être orientée dans le sens transverse. Ainsi, comme l'analyse se fait dans une section droite (bosse ou creux), le repère principal des contraintes coïncide avec le repère local voire même avec celui global. Ainsi en constatant que les profils de σ_I et σ_{11} sont superposés, on peut conclure que la plus grande contrainte principale reste parallèle à l'axe du fil.

8.3 Justification d'une rupture par interzone et analyse des valeurs de $\sigma_I^{max}(IZ - i)$

Comme pour la traction uniaxiale, on souhaite en tout premier lieu valider le fait que la valeur σ_I^{max} de σ_I est la même pour toutes les bosses (respectivement, tous les creux) d'une

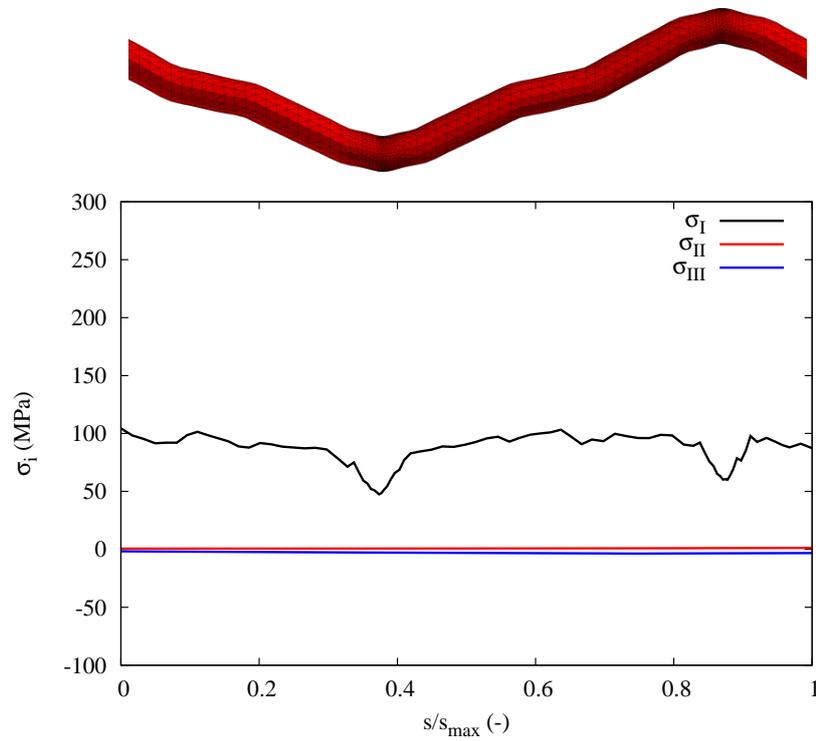


FIGURE 8.3 – Contraintes principales en fonction de l'abscisse curviligne normée, pour le fil ($WaZ = 1, 1$).

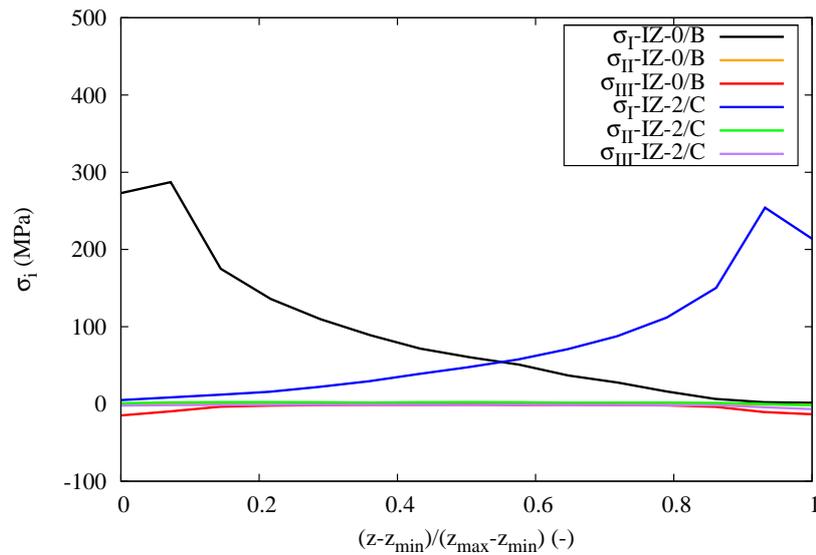


FIGURE 8.4 – Contraintes principales en fonction de la coordonnée z normée, dans les sections transverses correspondant aux courbures maximales (bosse et creux), pour le fil ($WaZ = 1, 1$).

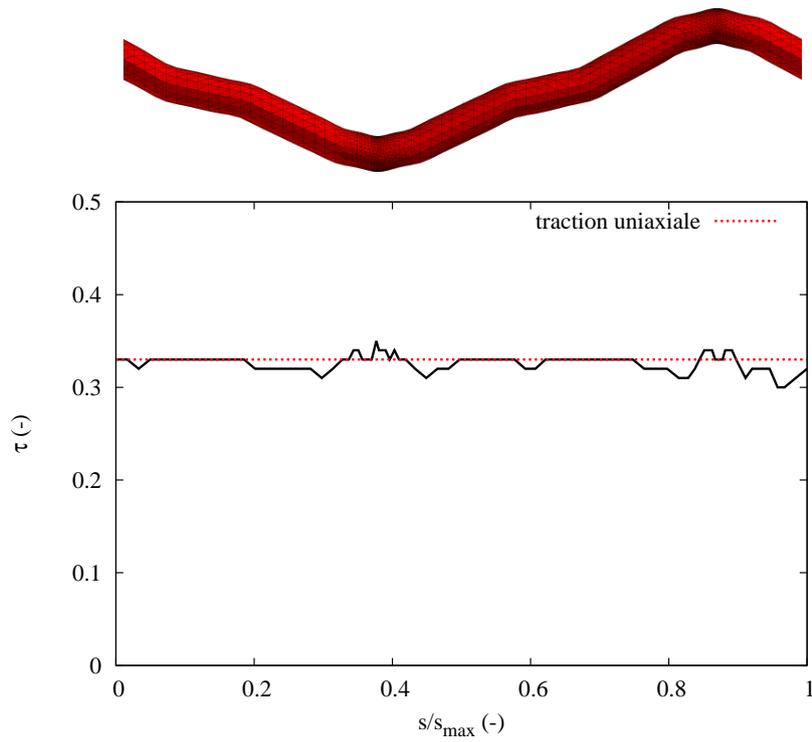


FIGURE 8.5 – Taux de triaxialité des contraintes τ sur la ligne moyenne (ligne 1) en fonction de l'abscisse curviligne normée, pour le fil ($WaZ - 1, 1$). La ligne en pointillée, placée à 0.33 indique un état parfaitement uniaxial de contrainte.

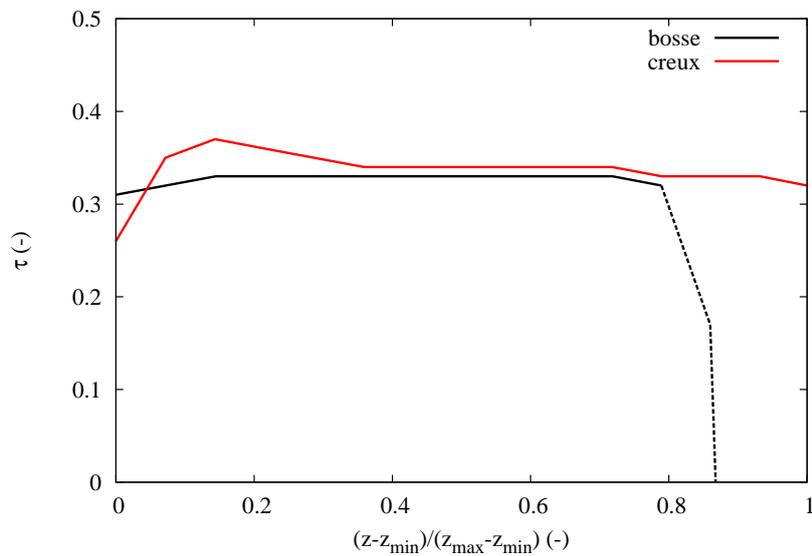


FIGURE 8.6 – Taux de triaxialité des contraintes τ en fonction de la coordonnée z normée, dans les sections transverses correspondant aux courbures maximales (bosse et creux), pour le fil ($WaZ - 1, 1$). La ligne en pointillée, placée à 0.33 indique un état parfaitement uniaxial de contrainte.

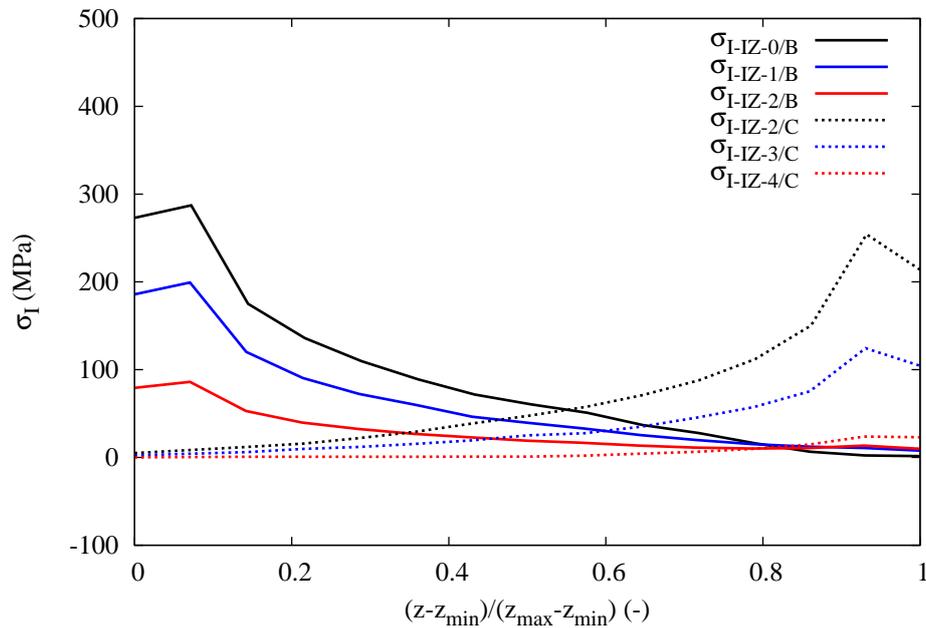


FIGURE 8.7 – Evolution de la plus grande contrainte principale dans toutes les bosses ($IZ-0/B$), ($IZ-1/B$), ($IZ-2/B$) et creux ($IZ-2/C$), ($IZ-3/C$), ($IZ-4/C$) dans la même zone de chaîne ($WaZ-1$).

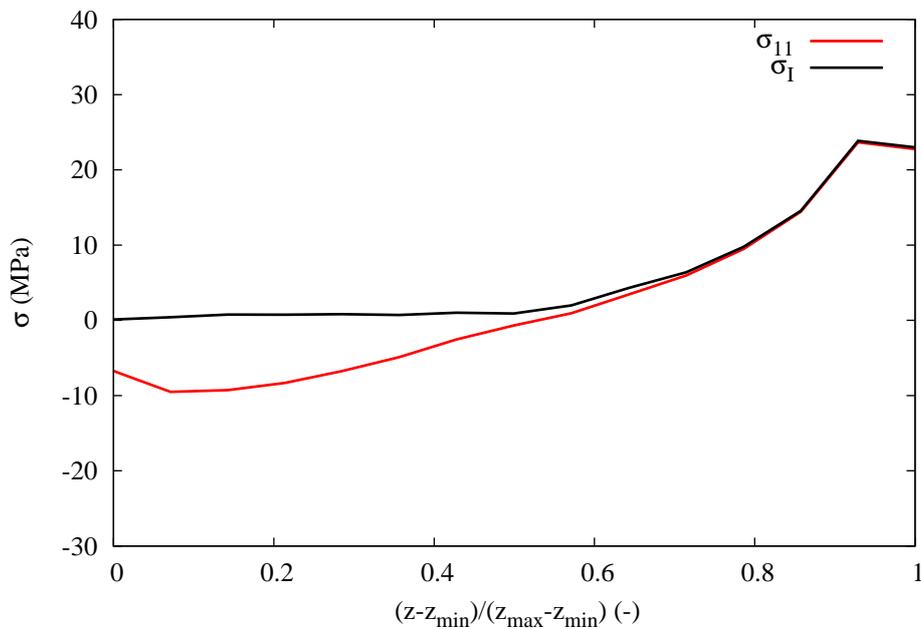


FIGURE 8.8 – Evolution de σ_I et σ_{11}^{loc} dans la section transverse correspondant au creux de l'interzone ($IZ-4/C$) du fil ($WaZ-1,3$).

interzone de type $(IZ - l/B)$ (respectivement, $(IZ - l/C)$). Ainsi, par exemple, on calcule, pour l'interzone $(IZ - 0/B)$ où 4 bosses sont présentes, la moyenne des 4 valeurs de σ_I^{max} que l'on compare avec chaque valeur. On réalise ce calcul pour $(IZ - 0/B)$, $(IZ - 1/B)$, $(IZ - 2/B)$, $(IZ - 2/C)$, $(IZ - 3/C)$ et $(IZ - 4/C)$. On constate que l'hypothèse est validée (Fig. 8.10) : en effet, les valeurs de chaque σ_I^{max} ne sont différentes que d'approximativement 3 %. On peut ainsi justifier le fait que lorsque l'on doit effectuer une coupure, celle-ci soit faite sur la totalité d'une interzone. On peut également justifier ainsi le fait que l'on estime la grandeur σ_I^{max} comme étant caractéristique d'une interzone, comme pour le cas de la traction.

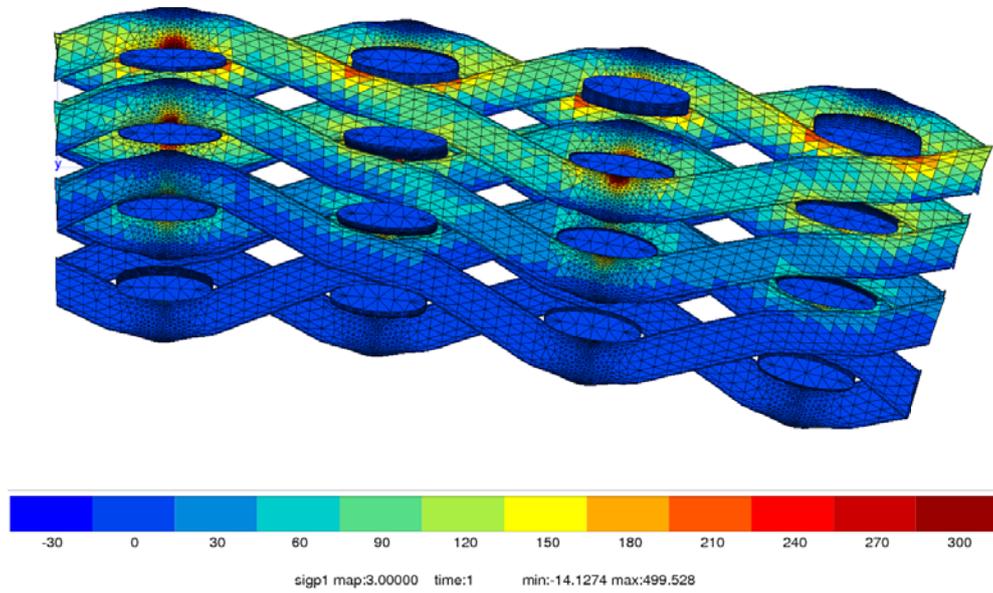
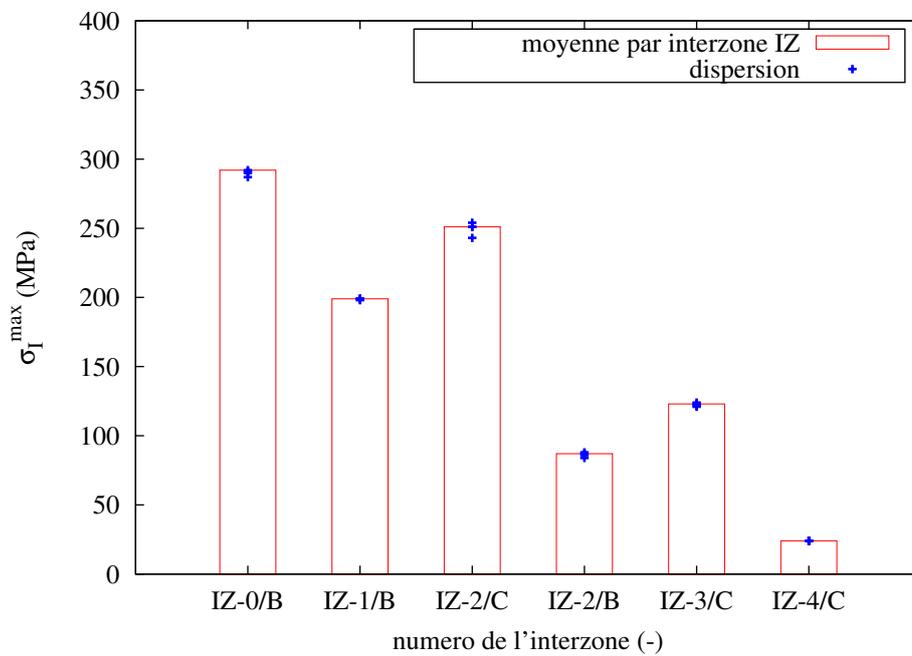
Rappelons que dans le cas de la traction, le maximum de σ_I^{max} se trouve dans le plan moyen du tissu et qu'un profil en cloche est observé (profil justifié probablement par le fait que le tissu est presque symétrique par rapport à son plan moyen). En flexion, on remarque (Fig. 8.9 et Fig. 8.10) tout d'abord que le profil de cette valeur n'est pas monotone et qu'il se situe sur l'interzone $(IZ - 0/B)$ avec une valeur de l'ordre de 300 MPa. Notons que cette contrainte est plus élevée que σ_R^{min} , contrainte d'apparition des premières ruptures de fibres dans un fil (Chapitre 5).

Nous orientons ensuite notre analyse en distinguant les interzones de bosses $(IZ - 0/B)$, $(IZ - 1/B)$ et $(IZ - 2/B)$ de celles de creux $(IZ - 2/C)$, $(IZ - 3/C)$ et $(IZ - 4/C)$. Dans les deux catégories on observe bien une diminution de la contrainte depuis les interzones extérieures $(IZ - 0/B)$, $(IZ - 1/B)$ et $(IZ - 2/B)$ vers les interzones inférieures $(IZ - 2/C)$, $(IZ - 3/C)$ et $(IZ - 4/C)$. Nous attribuons ce gradient à l'effet du chargement en flexion. Si l'on observe maintenant les interzones dans leur globalité, on note que le profil non monotone de σ_I^{max} (Fig. 8.10) provient essentiellement des valeurs moyennes de σ_I^{max} sur les interzones $(IZ - 0/B)$ et $(IZ - 2/B)$. L'interzone $(IZ - 0/B)$ étant située à la face supérieure de la bande, sous chargement de flexion la valeur maximale de σ_I^{max} sur cette interzone était prévisible. Ensuite, que la contrainte sur l'interzone $(IZ - 2/B)$ soit inférieure à celle de l'interzone $(IZ - 1/B)$ poursuit cette tendance. En revanche, l'augmentation de la contrainte en passant à $(IZ - 2/C)$, semble indiquer que l'effet structure observé en traction subsiste à mi-épaisseur de la bande, même en flexion. Ceci semble provenir de la position centrale de l'interzone $(IZ - 2/C)$, où il y aurait une interaction avec la contrainte de l'interzone $(IZ - 0/B)$ consituée du même fil. Retenons qu'à chaque fois que la bande effectue un passage de tambour, le champ de contraintes dans les interzones est similaire à celui de la figure 8.10. Les fils de chaque interzone subissent alors de la traction cyclique répétée dont les amplitudes correspondent aux contraintes dressées dans la figure 8.10.

8.4 Explication de la rupture du tissu en flexion/traction

Pour se rapprocher de ces constatations faites par tomographies, on simule des coupures d'interzones complètes, justifiées par (Fig. 7.17), qui s'initient dans l'interzone $(IZ - 0/B)$ (puisqu'en changeant le sens du vecteur indiquant la direction normale au plan moyen du tissu, un creux devient une bosse et réciproquement, l'initiation des coupures dans $(IZ - 4/C)$ conduirait aux mêmes conclusions). Ensuite, dans cette même logique induite par la flexion, c'est l'interzone $(IZ - 1/B)$ que l'on coupe, puis enfin $(IZ - 2/C)$ (on aurait encore ensuite pu couper $(IZ - 2/C)$). Cependant, une autre motivation pousse à ce choix d'une telle chronologie de coupures : bien que la couche supérieure d'élastomère protège le tissu, il peut arriver qu'un impact produise accidentellement la coupure d'abord de $(IZ - 0/B)$, puis ensuite de $(IZ - 1/B)$ et enfin de $(IZ - 2/C)$.

Le chargement de la bande qui est de la flexion cyclique alternée non symétrique justifie de ne couper que 3 interzones, la flexion inverse mettant l'interzone $(IZ - 4/C)$ en traction avec le maximum de la plus grande contrainte principale. Nous remarquons que le chargement le plus

FIGURE 8.9 – Isovaleurs de la plus grande contrainte principale σ_I dans le renfort tissé.FIGURE 8.10 – Valeurs de σ_I^{\max} pour chaque bosse (respectivement, creux) (symboles) dans chaque interzone de type $(IZ - l/B)$ et $(IZ - l/C)$ ($l = 0, 1, 2, 3, 4$) comparées avec la moyenne de ces valeurs sur chaque interzone (barre d'histogramme).

sévère en passage de tambour donne $\sigma_I^{max}(IZ-0/B, 0) = K_\sigma \Sigma_{nom} = 292$ MPa. Contrairement aux configurations évoquées pour la traction, le chargement en flexion impose que $\sigma_R^{min} \leq \sigma_I^{max}(IZ-0/B, 0) \leq \sigma_R$. Le cyclage va ainsi couper des fibres dans chacun des fils de l'interzone ($IZ-0/B$). Plus le nombre de fibres coupées va augmenter, plus σ_I^{max} montera en niveau jusqu'à atteindre σ_R . Mais cette fois, l'interzone ($IZ-2/C$) se retrouve dans la situation où $\sigma_I^{max}(IZ-1/B, 1-0) \leq \sigma_R^{min}$. En d'autres termes, la rupture s'arrête à l'interzone ($IZ-0/B$) et n'entraînera pas la rupture des autres interzones.

A ce stade, nous pouvons évoquer le cas de chargements moins sévères tels qu'un rayon de courbure de tambour plus élevé ou une force de traction de la bande inférieure à 15 % de la charge à rupture. Dans ces cas, $\sigma_I^{max} \leq \sigma_R^{min}$. Le chargement global de flexion n'est pas assez élevé pour couper l'interzone ($IZ-0/B$). Seul, alors, un accident peut couper cette interzone. Il peut s'agir d'une rupture de fil :

- suite à un impact sévère d'un minerai sur la bande ;
- par abrasion due à des inclusions rigides dans la matrice ;
- par emballement thermique lorsque la fréquence de cyclage est élevée ;
- par vieillissement chimique et fragilisation de certains composants.

Mais à la suite de la coupure de l'interzone ($IZ-0/B$), le scénario évoqué plus haut se reproduira : la rupture du tissu s'arrête à l'interzone ($IZ-0/B$) qui n'entraînera pas la rupture des autres interzones.

8.5 Taux d'usage, taux de sécurité à l'échelle de la bande en flexion

D'après le scénario présenté ci-dessus, la rupture de la interzone ($IZ-0/B$) n'affecte pas le taux de sécurité de la bande en fonctionnement normal. En effet, avec le chargement le plus sévère, quel que soit l'état de ($IZ-0/B$) (coupée ou intacte), la contrainte maximale dans l'interzone ($IZ-0/B$) sera inférieure à σ_R^{min} . On notera l'éventualité de la coupure de l'interzone ($IZ-2/C$) même si l'interzone ($IZ-1/B$) ne l'est pas σ_I^{max} de l'interzone ($IZ-2/C$) étant très proche de σ_R^{min} (Fig. 8.11).

En utilisant la définition de TS (Eq. 7.3), la trajectoire suivie par la bande dans le diagramme de la figure (Fig. 8.12) commence par $TS = 0.92$ correspondant à $\sigma_I^{max} = 292$ MPa. L'utilisation de la bande va faire décroître TS en suivant le diagramme de la première interzone. Une fois que la droite $TS = 0$ est atteinte pour l'interzone ($IZ-0/B$), l'interzone ($IZ-1/B$) verra $TS = 1$, dans la mesure où la contrainte y est inférieure à σ_R^{min} . Il en sera ainsi pour toutes les autres interzones. Cette configuration n'est plus celle de ruptures par avalanche des fils de la bande. Malgré une rupture de l'interzone supérieure, la bande peut tenir aux sollicitations mécaniques de flexion théoriquement pour une durée illimitée. Le taux d'usage asymptotique est quant à lui de 1/6 (une interzone coupée sur six) soit 17 %. Ces chiffres sont donnés en dehors de toute considération d'accidents, de rupture éventuelle de l'interzone ($IZ-2/C$) et d'interactions avec le taux d'usage de l'interzone ($IZ-4/C$) par flexion inverse. Soulignons l'importance de cette conclusion pour la conception d'architectures.

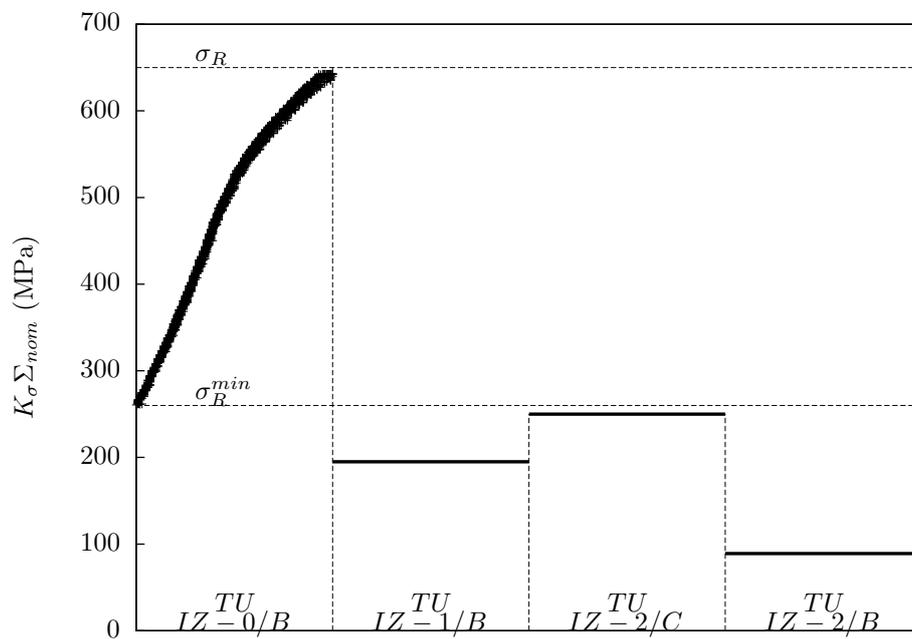


FIGURE 8.11 – Niveaux des contraintes et phénomène d'arrêt de rupture des interzones dans les bandes en flexion

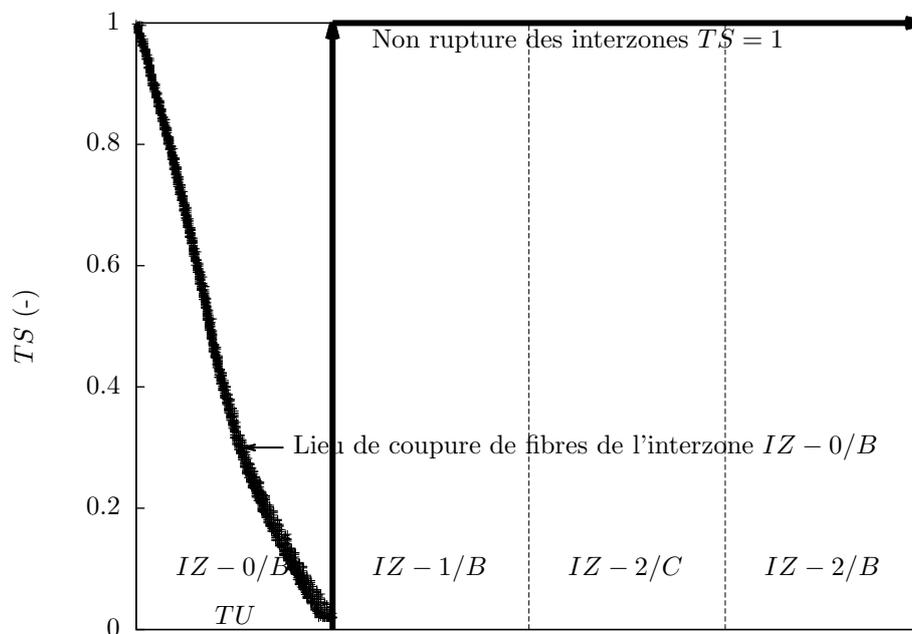


FIGURE 8.12 – Diagramme des taux d'usage et de sécurité de la bande en flexion

8.6 Analyses suite aux observations en tomographie de la bande endommagée

Les observations par tomographie X de la bande endommagée présentées dans le chapitre 6 ont clairement montré que tous les fils de l'interzone ($IZ - 0/B$) sont coupés tandis que les autres interzones sont intactes. Ce constat plaide en faveur d'une coupure de l'interzone ($IZ - 0/B$) sans que le taux de sécurité de la bande en soit affecté. Les calculs ainsi que le diagramme des taux d'usage et taux de sécurité en flexion sont pleinement en accord avec ces observations.

La prise en compte de la flexion inverse permet de mettre en exergue la rupture partielle des fibres de l'interzone ($IZ - 4/C$). Cela montre que $\sigma_I^{max}(IZ - 4/C)$ est moins endommageant que $\sigma_I^{max}(IZ - 0/B)$. En effet, une rupture complète de l'interzone ($IZ - 0/B$) correspond à une coupure d'environ 40 % de fibres de l'interzone ($IZ - 4/C$), pour le même nombre de tours du convoyeur. Ceci dépend de l'installation du convoyeur mais en règle générale, la fréquence de la flexion inverse est nettement inférieure à celle de la flexion due au passage de tambour.

Il a également été signalé (Chapitre 6) que parmi les bandes endommagées nous ayant été fournies, nous avons constaté que la partie centrale est beaucoup plus endommagée que sur les bords. Les chutes de la contrainte à rupture variant de 14 % sur les bords à 35 % au centre. Les échantillons examinés par tomographie X ont été prélevés sur les bords. Une interzone sur six coupée correspond bien à une chute de la contrainte à rupture de 16 %. En poursuivant le raisonnement, la partie centrale devrait avoir perdu deux interzones, induisant une chute de $2/6$ soit 33 % de la contrainte à rupture. L'observation en tomographie d'échantillons sur la partie centrale endommagée permettrait de conclure soit sur un accident (interzones ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 1/B$) coupées), soit sur une flexion en service (interzones ($IZ - 0/B$) et ($IZ - 2/C$) coupées).

Chapitre 9

Classement des architectures tissées dans un objectif de conception optimisée

Ce chapitre propose d'appliquer le concept de concentration de contrainte qui a été défini et envisagé comme un moyen simple mais efficace de procéder au classement d'architectures tissées quelconques. Prenant pour référence le cas d'un unidirectionnel, une architecture de type Straight Warp est classée par rapport au tissu interlock 2,5D de la bande étudiée.

Sommaire

9.1	Synthèse du savoir faire de l'étude. Concept K_σ	172
9.1.1	Tissu unidirectionnel (UD)	173
9.1.2	Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)	173
9.1.3	Tissu Straight Warp	174
9.2	Classement des architectures selon K_σ	174
9.3	Synthèse	177

9.1 Synthèse du savoir faire de l'étude. Concept K_σ

L'analyse des contraintes principales dans le renfort tissé a permis de constater que les bosses et les creux sont des régions sièges de concentration des contraintes où des ruptures de fils de chaîne peuvent s'initier. Le concept de coefficient de concentration des contraintes K_σ est le rapport entre le maximum σ_I^{max} atteint par la contrainte σ_I dans une interzone et la contrainte macroscopique Σ_{XX} . Ce paramètre quantifie l'amplification de la contrainte principale dans les zones ondulées du fil (bosse ou creux) par rapport à la contrainte macroscopique.

L'objectif de ce chapitre est de hiérarchiser différentes architectures textiles à l'aide du coefficient K_σ car plus ce coefficient est faible, plus l'architecture considérée est sécurisée car elle présente un risque moindre d'endommagement en service.

On s'intéresse à 3 architectures différentes : un tissu unidirectionnel (UD), le tissu interlock 2,5D de l'étude (PVni 1400) et un tissu nommé Straight Warp (SW). L'UD sert de modèle de référence. Rappelons que les calculs sont effectués en imposant, à la cellule, une contrainte macroscopique simulant une traction uniaxiale Σ_{XX} (plus couramment appelée contrainte nominale Σ_{nom}) égale à 100 MPa.

On utilise les mêmes propriétés matériaux pour les architectures UD et SW que pour l'architecture PVni 1400. Mais, plus précisément, pour ces 3 architectures, les fils de chaîne sont en PET. C'est donc bien ici, un effet purement géométrique (les ondulations des fils de chaîne, la fraction volumique) qui va classer les différentes architectures (et non cumulé avec un effet dû à des matériaux différents).

Comme cela a été défini dans le chapitre 2, les tissus, d'une manière très générale, peuvent être formés par des couches de fils de chaîne (donc des fils non ondulés), des nappes de fils de chaîne (donc des fils ondulés, dits fils chaîne de liage), des couches de fils de trame (donc des fils non ondulés), des nappes de fils de trame (donc des fils ondulés, dits fils trame de liage). On note :

- $\nu_{chaîne}$, la fraction volumique de l'ensemble des fils de chaîne ;
- $\nu_{chaîne}^{liage}$, la fraction volumique des fils de chaîne contenus dans des nappes ;
- $\nu_{chaîne}^{droit}$, la fraction volumique des fils de chaîne contenus dans des couches ;
- ν_{trame} , la fraction volumique de l'ensemble des fils de trame ;
- ν_{trame}^{liage} , la fraction volumique des fils de trame contenus dans des nappes ;
- ν_{trame}^{droit} , la fraction volumique des fils de trame contenus dans des couches ;
- ν_m la fraction volumique de matrice.

On a : $\nu_{chaîne} = \nu_{chaîne}^{liage} + \nu_{chaîne}^{droit}$, $\nu_{trame} = \nu_{trame}^{liage} + \nu_{trame}^{droit}$, $\nu_m = 1 - \nu_{chaîne} - \nu_{trame}$. Les caractéristiques des différentes architectures sont données dans (Tab. 9.1).

Architecture	Dimensions de la cellule (cm)	$\nu_{chaîne}$ (%)	$\nu_{chaîne}^{liage}$ (%)	$\nu_{chaîne}^{droit}$ (%)	ν_{trame} (%)	ν_{trame}^{liage} (%)	ν_{trame}^{droit} (%)
UD	20.0 × 7.2 × 7.2	42	0	42	0	0	0
PVni 1400	20.8 × 8 × 9.28	26.28	0	0	9.7	0	9.7
Straight Warp	6.2 × 2.52 × 2.8	21	10	11	8.3	0	8.3

TABLE 9.1 – Propriétés des architectures.

9.1.1 Tissu unidirectionnel (UD)

L'architecture considérée ici n'est en réalité pas vraiment celle d'un tissu. C'est un composite UD constitué de 16 fils unidirectionnels de PET, liés par une matrice en PVC (Fig. 9.1) pour lequel on note ν_f la fraction volumique de fils. Au regard des caractéristiques précédentes, pour cette architecture : $\nu_{chaîne} = \nu_{chaîne}^{droit} = \nu_f$, $\nu_{trame} = 0$. Vu la simplicité de l'architecture du renfort, la description de la nomenclature est jugée inutile. Le maillage de la cellule comporte 439435 éléments tétraédriques linéaires, 77803 nœuds et donc 233409 degrés de liberté (ddl). La figure (Fig. 9.1) illustre ce maillage. Il modélise une cellule dont les dimensions sont : 20 mm × 7.2 mm × 9.6 mm, donnant une fraction volumique de fils (de chaîne droits) de 0.42. La valeur de σ_I résultant de la sollicitation macroscopique est homogène et identique dans tous les fils du renfort unidirectionnel : $\sigma_I = \sigma_I^{max} = 236$ MPa. Donc $K_\sigma = 2.36$.

Un calcul fait analytiquement, basé sur la loi des mélanges, en négligeant la matrice, donne la valeur de K_σ , baptisé K_σ^{UD} :

$$K_\sigma^{UD} = \frac{1}{\nu_f}$$

On constate que K_σ^{UD} ne dépend ni de la géométrie de la section des fils, ni de la répartition des fils dans la section de la cellule, ni du module d'Young axial des fils (sous réserve qu'il soit très supérieur à celui de la matrice). Ainsi, pour $\nu_f = 0.42$, $K_\sigma^{UD} = 2.38$, qui est très proche de la valeur obtenue par le calcul par Eléments Finis. Avec, cette formule, on peut obtenir rapidement avec un très bon degré de précision, la valeur de K_σ pour d'autres fractions volumiques.

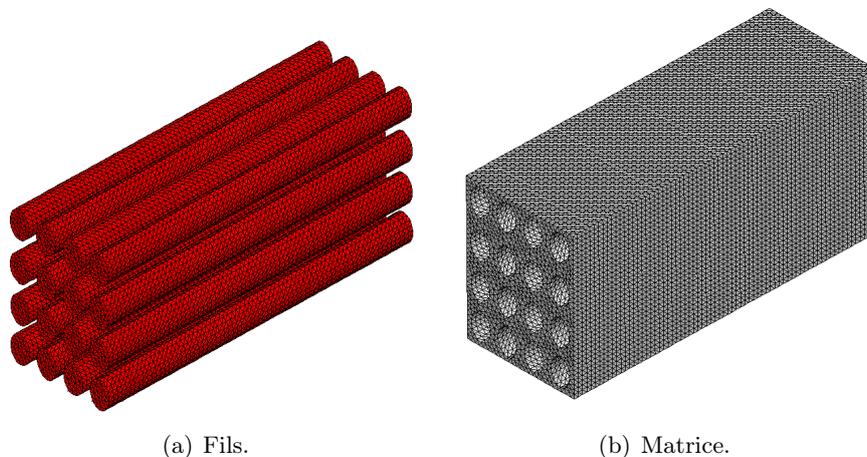


FIGURE 9.1 – Architecture unidirectionnelle. Maillage.

9.1.2 Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)

Le tissu interlock 2,5D est conçu avec des nappes de fils de chaîne et des couches de fils de trame. Les avantages de ce tissu ont été évoqués dans les chapitres 2 et 3 ainsi que sa nomenclature. Les différentes fractions volumiques sont données dans (Tab. 9.1). Comme nous l'avons constaté auparavant, la complexité de l'assemblage du renfort produit un champ de contrainte très hétérogène à l'échelle mésoscopique avec des concentrations de contrainte dans les zones ondulées du fil (Fig. 9.6). Le coefficient K_σ est de l'ordre de 10 dans les interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 4$) alors qu'il atteint une valeur de l'ordre de 12 dans les interzones situées au voisinage de son plan moyen.

9.1.3 Tissu Straight Warp

Le tissu Straight Warp est un tissu formé d'une nappe de fils de chaîne, d'une couche de fils de chaîne et de 2 couches de fils de trame. Il contient des fils de renfort de chaîne droits. Les différentes fractions volumiques sont données dans (Tab. 9.1).

Les fils de chaîne sont orientés dans le sens de défilement de la bande à l'instar des fils de trame disposés dans le sens transversal. Des fils de chaîne de liage assurent la liaison de la chaîne et la trame. Ces différents renforts sont (tous) en PET. Intégrée dans une bande, cette construction permet de résister aux contraintes externes engendrées par les différentes sollicitations mécaniques du convoyeur (traction, flexion, impact...), comme pour l'architecture PVni 1400. La question qui se pose est légitimement : vaut-il mieux utiliser le PVni ou le Straight Warp ? Dans le cadre de la préoccupation accordée par l'industriel à l'égard de cette architecture innovante, nous allons évaluer l'efficacité de ce modèle en étudiant son aptitude à répartir des contraintes dans le renfort. Les observations réalisées par microscopie optique ont permis d'identifier un motif périodique tridimensionnel du tissu (Fig. 9.2). Pour décrire la topologie de l'architecture tissée du Straight Warp, on adopte la nomenclature du chapitre 2 (Fig. 9.4). La discrétisation de la cellule périodique contient 1523409 éléments tétraédriques linéaires et 261160 noeuds soient 783480 degrés de liberté (Fig. 9.3).

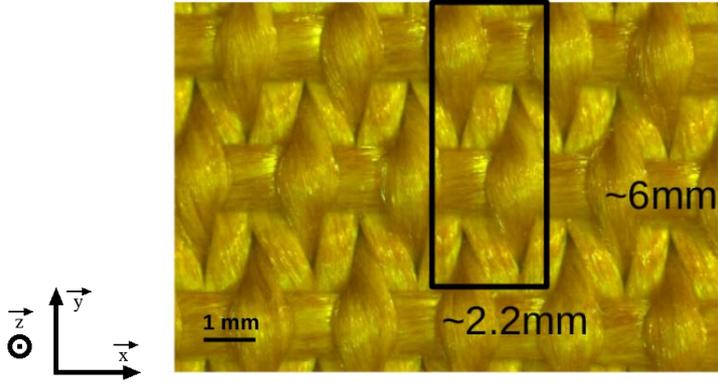
La répartition de la plus grande contrainte principale σ_I (Fig. 9.7) entre les fils de chaîne droits et les fils de chaîne de liage regroupe à la fois les particularités du champ de contrainte observées dans le modèle UD et celles du PVni 1400. La contrainte σ_I est beaucoup plus élevée dans les fils de chaîne droits que dans les fils de liage, où le champ de contrainte principale est plutôt hétérogène. Les fils de chaîne droits subissent une contrainte locale axiale, qui est de l'ordre de 700 MPa, donc un K_σ égal à 7. Tout comme le matériau de l'étude, dans les fils ondulés, la contrainte σ_I est maximale au niveau des bosses (ou des creux) avec une orientation du vecteur principal parallèle à la direction chaîne. La valeur maximale σ_I^{max} de σ_I est 350 MPa, soit $K_\sigma = 3.5$. Il y a donc, pour l'architecture SW, 2 coefficients K_σ distincts, notés K_σ^{droit} et K_σ^{liage} : $K_\sigma^{droit} = 7.0$ et $K_\sigma^{liage} = 3.5$. Pour réaliser le classement des tissus, on prend la plus grande des 2 valeurs. Ainsi, pour l'architecture SW, $K_\sigma = K_\sigma^{droit} = 7.0$.

9.2 Classement des architectures selon K_σ

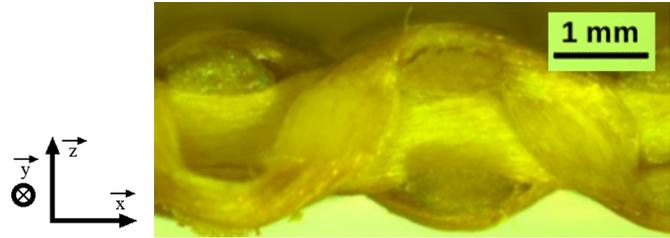
L'analyse des maxima de la plus grande contrainte principale (dans les fils de chaîne) induites par la sollicitation de traction uniaxiale de la cellule donne la valeur du coefficient K_σ pour chaque renfort tissé considéré. Les valeurs obtenues pour ce paramètre mécanique sont répertoriées dans le tableau 9.2. Rappelons que le tissu SW possède la particularité de contenir 2 types de fils (chaîne et liage) et donc 2 valeurs de K_σ . On prend la plus grande des 2 pour effectuer le classement des tissus.

Pour chaque architecture, on définit un renfort UD équivalent en se basant sur le modèle analytique de la loi des mélanges. La section de cet UD équivalent est donnée par la coupe transversale de la zone de trame contenant σ_I^{max} et ayant comme taux surfacique celui donné par le volume de l'ensemble des fils du renfort (chaîne droit, chaîne liage, trame droit, trame liage) contenu dans la cellule. Pour découpler l'effet de la structure (architecture 3D, ondulations, croisements...) de l'aspect unidirectionnel du renfort, on propose de construire le coefficient K_σ^S en supposant que la contrainte se décompose additivement comme suit :

$$\sigma_I^{max} = \sigma^{UD} + \sigma^S \quad (9.1)$$

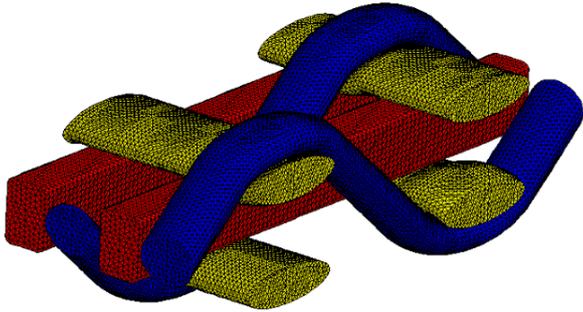


(a) Vue de dessus.

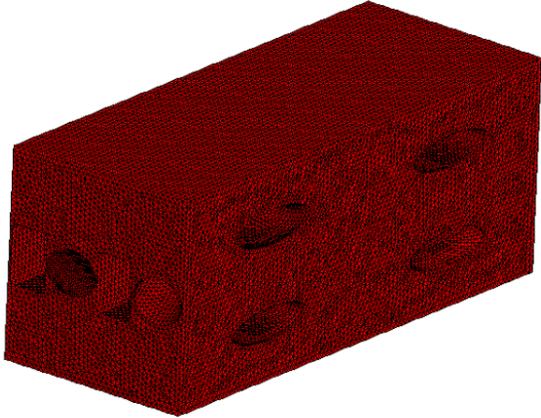


(b) Vue de face.

FIGURE 9.2 – Straight Warp. Photos.

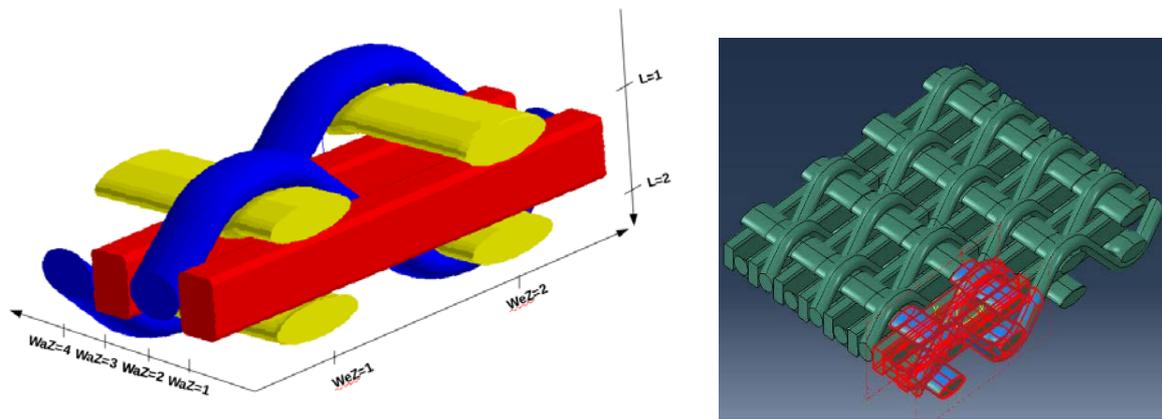


(a) Fils.



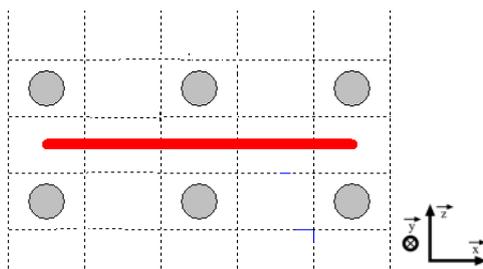
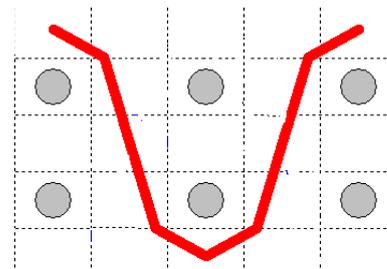
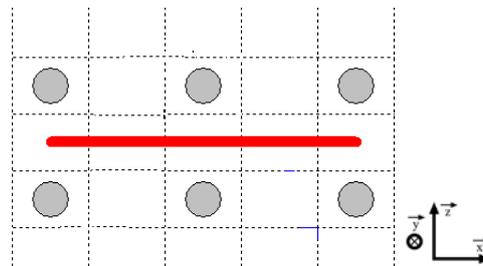
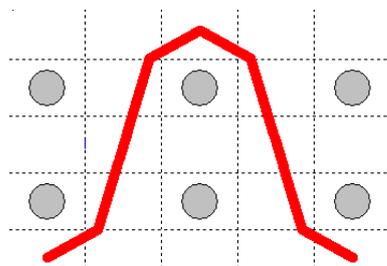
(b) Matrice.

FIGURE 9.3 – Architecture Straight Warp. Maillage.



(a) Zones de chaîne, de trame et interzones.

(b) Motif périodique du tissu.

(c) Plan de chaîne ($WaZ - 1$).(d) Plan de chaîne ($WaZ - 2$).(e) Plan de chaîne ($WaZ - 3$).(f) Plan de chaîne ($WaZ - 4$).

		Warp			
		1	2	3	4
Weft	1	0	1	2	1
	2	2	1	0	1

(g) Matrice de codage.

FIGURE 9.4 – Architecture Straight Warp. Codage du motif périodique.

avec σ^{UD} et σ^S sont respectivement les contraintes dues à la part "unidirectionnelle" et à la part "structure".

En divisant l'équation 9.1 par Σ_{nom} , on peut en déduire l'expression de K_σ^S telle que :

$$K_\sigma^S = K_\sigma - K_\sigma^{UD} \quad (9.2)$$

l'exposant S indiquant que c'est une grandeur à caractère structural (architecture, courbure d'ondulation...). Le tableau 9.2 dresse les valeurs calculées des divers K_σ^S . Comme l'architecture UD ne contient pas d'ondulations, il est évident que $K_\sigma^S = 0$ pour cette architecture. En revanche, la contribution des effets structuraux est visible (2 dernières lignes du tableau 9.2) dans les 2 autres architectures. Le K_σ^S de l'architecture PVni 1400 est beaucoup plus important que celui de l'architecture SW. On en déduit que la bande construite avec l'architecture PVni 1400 est la moins performante, vient ensuite la bande construite avec l'architecture Straight warp et enfin la bande hypothétique qui serait construite avec l'architecture UD.

Architectures	$\nu_{chaîne}$	K_σ	K_σ^{UD}	K_σ^S (additif)
UD	0.42	2.36	2.36	0
UD	0.30	3.33	3.33	0
UD	0.36	2.77	2.77	0
PVni 1400	0.36	10.0	2.77	7.23
Straight Warp	0.30	7.00	3.33	3.67

TABLE 9.2 – Classement des différentes architectures étudiées.

9.3 Synthèse

Une méthodologie d'évaluation de la performance d'un renfort tissé a été mise en place. Elle se base sur le coefficient de concentration de contrainte corrigé en retranchant celui d'un composite UD. Ce paramètre est suffisamment standardisé afin d'être applicable à n'importe quel tissu. L'architecture optimale sera considérée comme celle ayant la valeur la plus faible de ce coefficient. Autrement dit, une optimisation d'architecture tissée consiste à trouver le motif de tissage de moindre coefficient de concentration de contrainte pour retarder l'apparition de l'endommagement susceptible d'amorcer la dégradation de la bande lors de son fonctionnement. Ainsi, nous avons pu classer 3 architectures différentes, allant du plus performant au moins performant : un composite UD, un Straight Warp et un tissu interlock 2,5D.

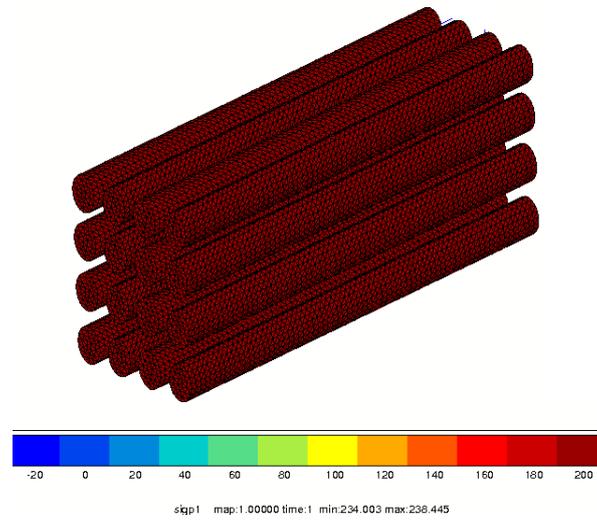


FIGURE 9.5 – Champ de contrainte axiale dans les fils de l'architecture unidirectionnelle.

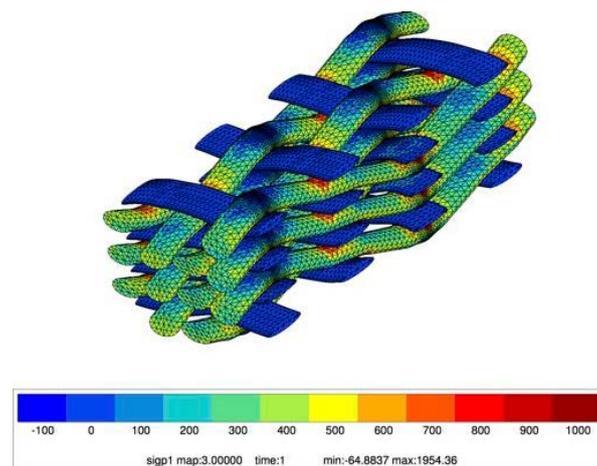


FIGURE 9.6 – Champ de contrainte axiale dans les fils de l'architecture PVni 1400.

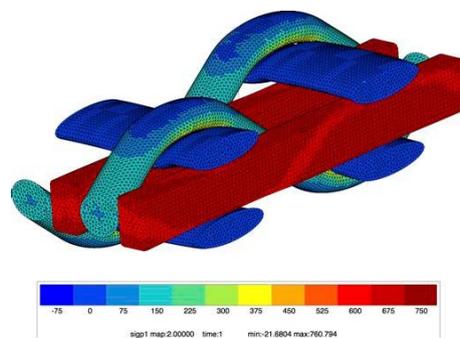


FIGURE 9.7 – Champ de contrainte axiale dans les fils de l'architecture Straight Warp

Quatrième partie

**PARTIE 4 : CONCLUSION et
PERSPECTIVES**

Chapitre 10

Conclusions et perspectives

Sommaire

10.1 Conclusions	182
10.2 Perspectives	183

10.1 Conclusions

La bande transporteuse, objet de cette étude, subit en service de nombreux efforts mécaniques. Ces différents efforts mécaniques induisent une dégradation du matériau multicouche qui, sur certains échantillons prélevés sur une bande issue d'un retour client, se traduit par une chute des performances mécaniques de ces échantillons. Notamment, une réduction plus ou moins prononcée de la contrainte à rupture dans la direction longitudinale a été observée selon le prélèvement des échantillons testés. Cette chute de la contrainte à rupture de la bande est susceptible de réduire sa durée de vie, du point de vue industriel. A travers cette problématique, une approche multiéchelle avec deux actions couplées, expérimentale et numérique, a été conduite. Sur la base des travaux réalisés dans le cadre de la première thèse, l'approche multiéchelle expérimentale poursuit les investigations en prenant compte les 2 échelles de la bande (échelle macroscopique et échelle mésoscopique) :

A l'échelle macroscopique (à l'échelle de la bande), des essais mécaniques ont été réalisés dans les deux directions principales de la bande (chaîne et trame). Ils révèlent une forte anisotropie des propriétés mécaniques (module de Young, la contrainte à rupture $\Sigma_R = 100$ MPa) entre la chaîne et la trame du matériau ($\Sigma_R = 40$ MPa). De plus, les essais de traction monotone après cyclage du matériau mettent en évidence une chute de la contrainte à rupture Σ_R . En effet, celle-ci subit une baisse de 14 % après 10^4 cycles pour des chargements cycliques dont la contrainte maximale est supérieure à $0.3\Sigma_R$. L'expertise de la bande détériorée a débuté par un constat visuel de l'endommagement du matériau survenu lors du service. Les indices de dégradation sont visibles sur les revêtements de la bande sous forme de reliefs. Ces derniers sont de moindre altitude du côté rouleur de la surface du matériau.

A l'échelle inférieure mésoscopique (à l'échelle des constituants), la technique d'observation de Tomographie X est particulièrement adaptée à ce type de morphologie complexe. Les micrographies de la microstructure initiale révèlent l'existence des défauts de mise en forme : défauts d'alignement de l'architecture, porosité initiale de la matrice de l'ordre de 10 %, zones pauvres en matrice ... Les observations menées sur la bande dégradée révèlent une coupure des fils de chaîne situés à proximité de l'interface des revêtements et la carcasse : la rupture est totale pour les bosses côté minéral ($IZ - 0/B$) et partielle pour les creux côté rouleur ($IZ - 4/C$) alors que les autres fils du renfort tissé sont intacts. La surface de rupture des fils de chaîne est perpendiculaire à la direction longitudinale de la bande. La contrainte à rupture des fils de PET ($\sigma_R = 650$ MPa) a été déterminée à partir des essais mécaniques réalisés sur les mèches du tissu. En réalité, les fibres constituant les torons des fils commencent à se rompre à partir d'une contrainte σ_R^{min} égale à 270 MPa. Toutes ces données expérimentales ont permis de définir un diagramme de taux de sécurité en fonction du taux d'usage, utilisable pour expertiser l'état de dégradation des bandes par la suite. De même, un paramètre matériau K_σ^{mat} a été introduit comme étant le rapport entre la contrainte à rupture d'un fil et celle de la bande, dans la même direction. La valeur de ce rapport servira de référence par rapport à un paramètre représentant l'amplification de la contrainte due à l'architecture qui sera issue du calcul par éléments finis.

Les réponses aux constats de dégradation des propriétés d'une bande dégradée aux deux échelles mentionnées plus haut ont été amenées par un recours à une approche numérique, également multiéchelle, à l'aide d'une modélisation par Éléments Finis. Cette approche, fondée sur des calculs d'homogénéisation périodique, nécessite le choix d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER). La procédure de la cellule périodique a été optimisée à l'aide des logiciels de conception et des codes de calcul par EF. A la lumière des données expérimentales existantes, cette approche s'articule également sur 2 échelles.

A l'échelle macroscopique (celle la bande), deux configurations de sollicitation sont considérées : le premier cas est un chargement macroscopique de la cellule représentant un essai de traction uniaxiale (représentatif d'un essai sur une éprouvette de laboratoire). Le deuxième cas est le passage de la bande sur les tambours du convoyeur. Par conséquent, deux conditions aux limites sont appliquées au VER de façon à représenter ces deux chargements : une contrainte moyenne égale à la contrainte à rupture de la bande Σ_R pour le premier cas et un effort de flexion correspondant au plus petit rayon du tambour ($R = 225$ mm) combiné à une traction supplémentaire de $0.15\Sigma_R$ (tension moteur) pour le deuxième cas.

L'application de ces conditions limites à l'échelle macroscopique *via* le calcul par EF donne l'accès à toutes les variables locales à l'échelle mésoscopique : en particulier aux tenseurs de contrainte locale dans les fils de renfort sièges des dégradations observées. Les champs locaux sont très hétérogènes au sein de la cellule périodique : la différence de rigidités entre les différents constituants entraîne des niveaux de contrainte plus élevés dans les renforts de chaîne. La distribution des contraintes principales dans un fil de chaîne est, elle aussi, hétérogène avec des concentrations de contrainte au niveau de ses bosses et de ses creux. Le fil se trouve dans un état uniaxial. La plus grande contrainte principale σ_I (avec $\sigma_{II} = \sigma_{III} \simeq 0$) constamment orientée selon l'axe du fil malgré les ondulations est le paramètre qui renferme toutes les informations observées auparavant par tomographie. Afin de déterminer le scénario de rupture dans la bande, la notion d'interzone est définie avec une description précise de la courbure du fil y étant associée. L'évaluation des contraintes principales par interzone nous a amenés à analyser 2 paramètres mécaniques importants : le maximum de la plus grande contrainte principale σ_I^{max} et le coefficient de concentration des contraintes $K_\sigma = \sigma_I^{max}/\Sigma_{nom}$. Le maximum de la plus grande contrainte principale σ_I^{max} est à comparer à σ_R du fil correspondant, permettant de prédire de manière simple la rupture ($\sigma_I^{max} \geq \sigma_R$) ou non ($\sigma_I^{max} \leq \sigma_R$) du fil considéré. K_σ quant à lui représente l'amplification de la contrainte due à la structure interne de la bande. Il est tout d'abord à comparer à K_σ^{mat} en ce sens qu'il ne devrait pas y être supérieur, sous peine d'endommagement important de la bande. Ensuite, K_σ permet de classer une série de bandes d'architectures différentes, la meilleure bande étant celle dont K_σ est la plus faible. Moyennant une analyse par EF, les deux paramètres jugés pertinents qui viennent d'être présentés sont transférables de l'éprouvette de laboratoire aux structures industrielles indépendamment du type de sollicitation.

σ_I^{max} a permis d'expliquer la chronologie de rupture des interzones dans la bande qui varie selon le type de chargement : une rupture par avalanche en traction uniaxiale et une rupture d'une seule interzone IZ puis l'arrêt de la propagation en flexion. Ces cinétiques de rupture ont pu être schématisées à travers un diagramme de taux de sécurité en fonction du taux d'usage, véritable outil d'expertise et de prédiction de l'état d'endommagement de la bande.

Enfin, K_σ a permis de classer la performance de deux architectures en termes de tenue mécanique : le Straight Warp et le tissu interlock 2,5D. Il a tout d'abord été montré qu'un composite unidirectionnel (UD) avait un K_σ ne dépendant que du taux de fil. Ainsi pour une architecture 3D, à même taux de fil, le K_σ de l'UD constitue une valeur minimale. En retranchant cette partie UD des K_σ calculés, on a montré qu'une architecture de type Straight Warp avait une tenue mécanique meilleure que le tissu interlock 2,5D de la bande étudiée.

10.2 Perspectives

Sur la base des travaux réalisés dans le cadre des deux précédentes thèses, d'autres développements sont envisageables sur plusieurs plans. Il s'agit de poursuivre les investigations expérimentales pour asseoir les mécanismes de dégradation lors du fonctionnement de la bande. La

base de données expérimentales doit être enrichie avec de nouvelles observations tomographiques sur d'autres structures endommagées. Afin de valider les simulations des différentes configurations des chargements abordés (traction, flexion), il est nécessaire d'acquérir des données sur la déformation *in situ* de la bande [5] [39].

L'essai de traction cycliques réalisés à $0.75 \Sigma_R$ a conduit à une rupture prématurée (1871 cycles), par fatigue de la bande, c'est à dire avant les 10^4 cycles prescrits préalables à l'essai de traction à rupture. Cependant, pour des niveaux de contrainte maximale inférieure à $0.75 \Sigma_R$, aucune rupture n'a été signalée après 10^4 cycles. Une perspective intéressante consiste à établir la courbe de fatigue (Wöhler) de la bande. C'est par essence le diagramme de rupture en fatigue de tout matériau, mais dans la perspective de cette thèse, la courbe de Wöhler permettra de contrôler la trajectoire du point de fonctionnement de la bande dans le diagramme taux de sécurité en fonction du taux d'usage.

Le modèle de comportement des fils du renfort tissé constitue une question fondamentale encore largement ouverte. Il est envisageable d'utiliser un comportement non linéaire pour expliquer les non linéarités de la bande à l'échelle macroscopique. Pour prendre en considération la viscoélasticité (ou viscoplasticité) des renforts, plusieurs modèles mécaniques peuvent être considérés. Lors de la première thèse, la rigidification des fils a été modélisée à l'aide d'une loi de comportement élastoplastique avec double écrouissage isotrope. L'observation préalable de la matrice PVC a montré la présence de plusieurs charges (inclusions rigides) qui sont des sites potentiels de germination ou porosités (endommagement). L'utilisation d'une loi de comportement "endommageable" de la matrice peut être suggérée pour prendre en compte l'évolution de la porosité. La prise en compte de cette loi dans la modélisation peut permettre de contrôler aussi l'état d'endommagement de la matrice, bien avant celui des renforts. Dans le modèle actuel le module de la matrice reste inchangé alors que les thermoplastiques tels que le PVC s'adoucissent par germination et croissance de cavité.

Certains résultats de la modélisation incitent à investiguer plus avant dans la définition du critère de rupture du fil. La conceptualisation des interzones sous formes de matrice est-elle susceptible d'être traitée par des outils mathématiques afin de classer les architectures sans passer par des calculs, ou du moins en se servant d'abaques établis par calculs. En effet, durant cette thèse, ce concept innovant a été mis en place pour procéder à un calcul multiéchelle complet sur une bande (C_{XXXX} a été évalué) et un critère de rupture à l'échelle mésoscopique est accessible. Ici, un tel calcul a été fait, mais en résumant la bande uniquement à la couche 3 et sur des cas importants, mais simples de sollicitations (traction, flexion). Des réalisations ont été faites qui n'ont pas été forcément utilisées : elles seront cependant *a priori* nécessaires pour la troisième étape du projet (la troisième thèse) dont l'objectif est de réaliser la chaîne complète allant de la conception de la bande (avec son optimisation) jusqu'à la prévision de sa rupture.

Une méthodologie pour évaluer les conséquences de la rupture des fils sur les propriétés macroscopiques et mésoscopiques de la bande a été proposée en incorporant une ou plusieurs coupures d'interzones dans la cellule périodique. La procédure de coupure de fil reste très complexe. Une méthode de "déboutonnage" des nœuds en libérant un degré de liberté (*du type release nodal dof*) applicable aux éléments périodiques constitue l'étape suivante d'amélioration de cette méthodologie. Cependant, cette procédure implique la connaissance préalable de la localisation de l'amorçage et de la propagation de la fissure. Afin qu'elle devienne plus prédictive de la rupture de la bande, il faut utiliser un véritable critère de rupture tel que l'atteinte par σ_I^{max} de σ_R . Il s'agit de l'approche locale de la rupture, qui est une perspective à court terme puisque ce travail de thèse comporte tous les éléments nécessaires à son application.

L'identification des paramètres matériaux de la loi de comportement de l'élastomère a été réalisée à l'aide de techniques d'optimisation (essais de compression sur le revêtement). L'impact vertical d'un minerai sur la bande pourra être modélisé en mettant à profit cette loi optimisée. La modélisation de ce type de chargement aura pour but de quantifier l'endommagement de fils de chaîne dans la bande en utilisant le même concept développé. De plus, cette étude permettra de quantifier l'amélioration ou non de la tenue de la bande selon la mise en place ou non de supports métalliques (ou plastiques) en dessous de la bande transporteuse.

Plusieurs architectures du tissu à différents niveaux de complexité ont été analysées et discutées pour déterminer l'architecture optimale (agencement des fils de la bande) permettant la meilleure répartition possible de la charge au sein du composite. Cette étude n'est qu'à ses débuts et doit se poursuivre sur d'autres designs de tissu fournis par l'industriel. La compréhension des effets structuraux des renforts donnera naissance à des architectures "réalistes" destinées à la production.

Cinquième partie

ANNEXES

Annexe A

Maillage de la cellule élémentaire périodique du tissu de la bande

Sommaire

A.1	Modèle géométrique de la cellule	190
A.2	Procédure de maillage classique de la cellule	190
A.3	Procédure de maillage optimisée de la cellule	193

Cette annexe détaille la procédure de maillage de la cellule périodique de la carcasse de la bande. On y décrit tous les logiciels utilisés pour obtenir un maillage selon des critères choisis au préalable (raffinement des mailles aux alentours des creux et des bosses ; coût calcul raisonnable pour un ordinateur en séquentiel . . .)

A.1 Modèle géométrique de la cellule

Le logiciel Wisetex nécessite la description des différents paramètres définissant la géométrie de la séquence de tissage. La nomenclature du motif tissé étant déjà déterminée, il est désormais possible de générer un modèle géométrique du tissu. La figure A.1 montre le chemin suivi par chaque fil de chaîne (à travers des fils de trame) dans un plan longitudinal dicté par le codage matriciel de Wisetex. L'ensemble des évolutions de la chaîne est résumé en les projetant sur un seul plan (Fig. A.2). De plus, la géométrie de chaque type de renfort (chaîne ou trame) est définie par les dimensions des sections transversales d'un fil (découpant le fil en plusieurs domaines) et par la trajectoire de sa ligne moyenne (nuage de points obtenu par les centres géométriques successifs des sections). D'après les observations tomographiques, les sections transversales des fils constituant le renfort du composite sont elliptiques. La trajectoire des fils varie selon le type de renfort : les fils de chaîne sont ondulés alors que les fils de trame sont presque rectilignes. La forme de la section d'un fil ainsi que la description de la trajectoire des fils ont une influence certaine sur l'analyse mésoscopique du renfort, en particulier le champ de contrainte locale. Par exemple, des ondulations sévères peuvent entraîner des phénomènes de concentration de contraintes dans un fil.

Connaissant les différentes caractéristiques de la chaîne et la trame, la modélisation mésoscopique du renfort tissé est obtenue à l'aide d'un modèle mécanique analytique et d'une description paramétrique de la géométrie des fils intégrés dans le logiciel. La figure A.3 représente un exemple de modèle de tissage proposé par l'outil.

L'approche Wisetex est une méthode très pratique qui permet de générer des géométries mésoscopiques simplifiées des renforts tissés mais reste limité quant aux détails de l'architecture. En effet, le modèle créé par cet outil numérique correspond à une géométrie idéalisée du renfort : les sections transversales gardent la même forme tout le long du fil. Ces contraintes de conception entraînent des difficultés pour reproduire une fraction volumique des fibres proche de celle du matériau réel : la fraction volumique des fibres obtenue est de l'ordre de 35% alors qu'elle vaut réellement 50%. Outre la sous-évaluation de la fraction volumique, qui est le défaut majeur de Wisetex, il est peu sensible aux interpénétrations entre fils. Pour palier à l'apparition éventuelle de ce phénomène, une distance de sécurité peut être rajoutée autour des fils. Cette commande numérique induit une sous-estimation des dimensions des fils. Cette distance doit être suffisamment faible pour ne pas s'éloigner de la fraction volumique des fibres.

A.2 Procédure de maillage classique de la cellule

Après la réalisation du motif périodique du renfort, le modèle géométrique du tissu (des fils) est transféré au logiciel FETEX. Cette étape permet de centrer la cellule pour la périodisation et de fixer le niveau de discrétisation pour le maillage. Ensuite, un fichier de commandes adapté au code de calcul par éléments finis ANSYS est généré. Le maillage périodique de la cellule est alors réalisé. Finalement, ce maillage est transféré au code de calcul du Centre des Matériaux ZéBuLoN.

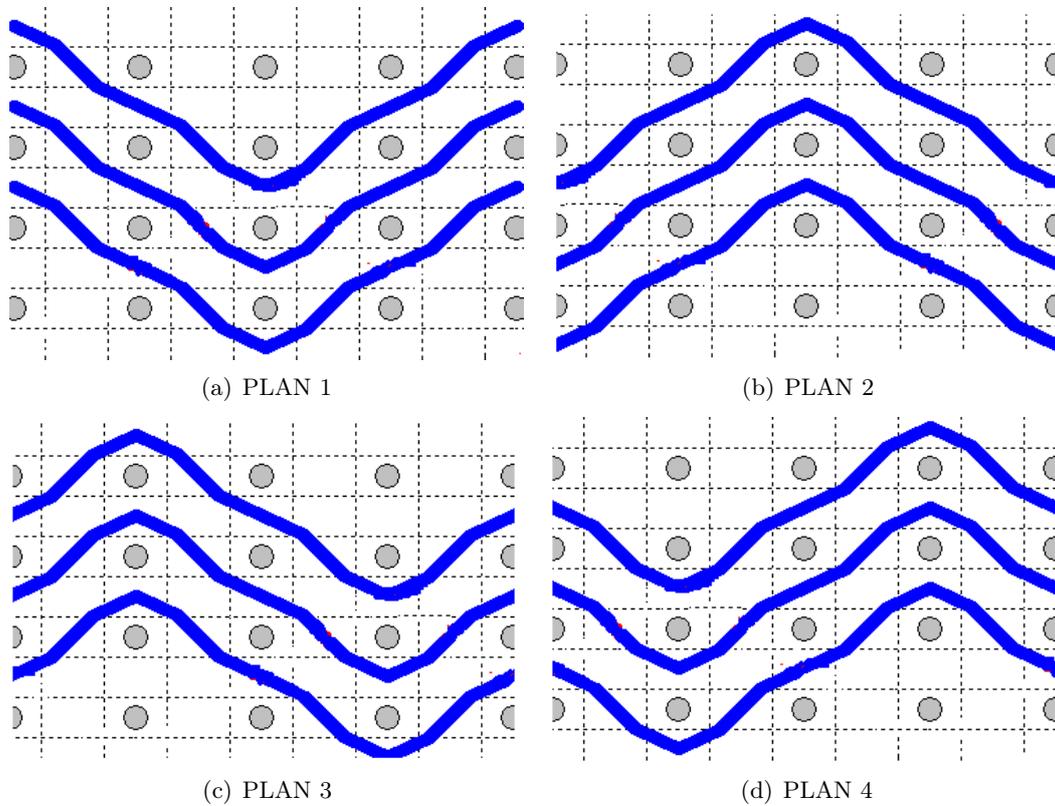


FIGURE A.1 – Les différents plans de la séquence de tissage

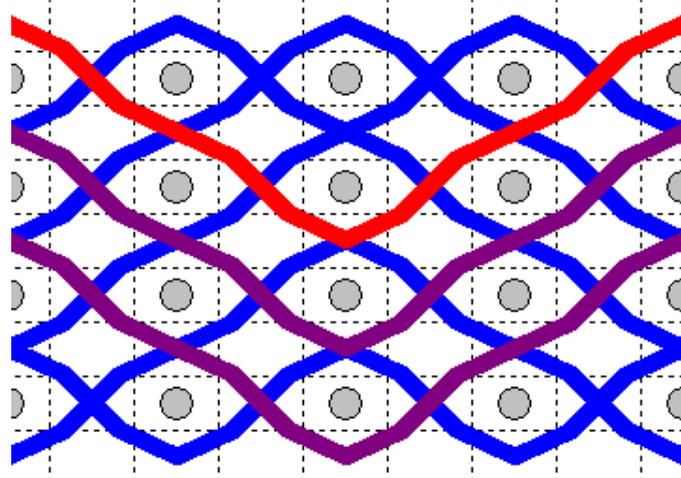
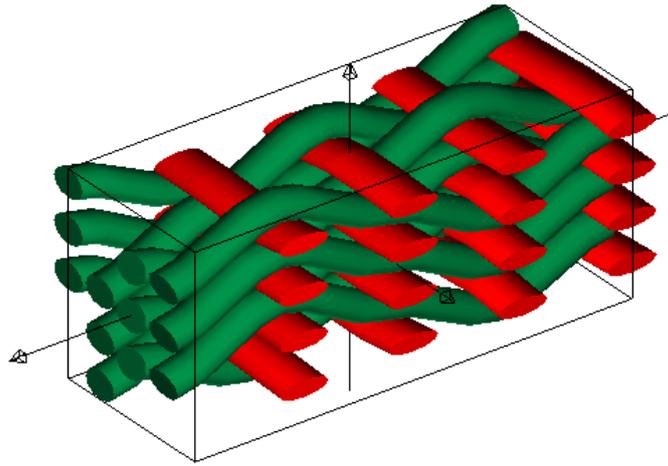
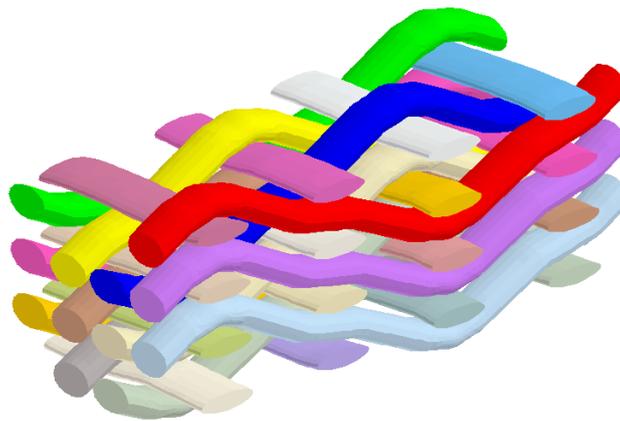


FIGURE A.2 – Description complète de la séquence de tissage.



(a) modèle Wisetex (les fils de chaîne en vert et les fils de trame en rouge).



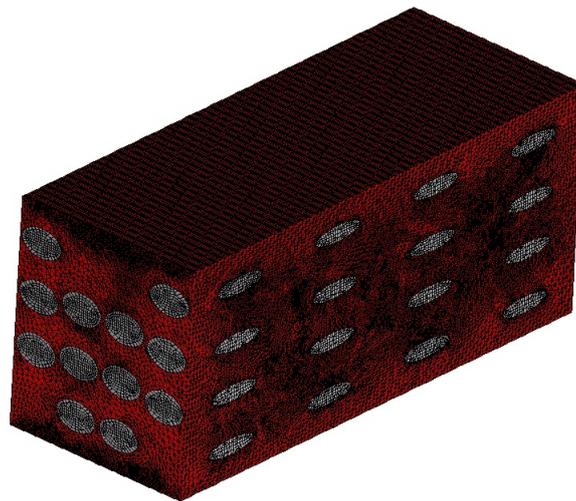
(b) modèle Fetex.

FIGURE A.3 – Modèles géométriques du renfort tissé.

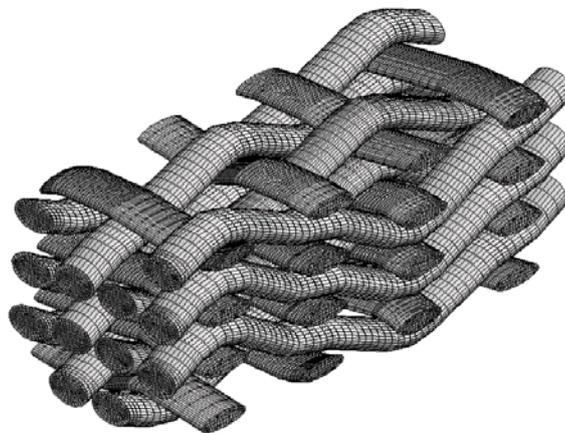
Le maillage obtenu contient 441.933 noeuds et 1.420.275 éléments (Fig. A.4). Les éléments composant le maillage des fils sont des éléments linéaires hexaédriques et prismatiques (c3d8 et c3d6). Le maillage de la matrice lui est constitué d'éléments tétraédriques (c3d4). Cette discrétisation induit un grand nombre de degrés de liberté (3 degrés de liberté par noeud soit 1.322.079 degrés de liberté au total) ce qui rend impossible l'utilisation des ordinateurs séquentiels d'où le recours au calcul parallèle via un cluster de calculs. Afin de réduire le nombre de degré de liberté et la durée des calculs, la procédure précédente a été optimisée.

A.3 Procédure de maillage optimisée de la cellule

Contrairement à la procédure classique, le maillage éléments finis de la cellule sera obtenu en utilisant le modèle géométrique d'ANSYS. Le déraffinement de la discrétisation du maillage peut être abordée de deux manières : (i) soit le déraffinement est réalisé avec le mailleur GHS3D développé par l'INRIA. ii) soit un modèle géométrique de la structure tissée sera créé de nouveau puis maillé sur un autre mailleur. La première solution s'avère très simple au début, mais



(a) Matrice.



(b) Renfort tissé.

FIGURE A.4 – Maillage de la cellule élémentaire périodique - Procédure classique

une fois arrivé à la dernière étape de maillage (passage d'un maillage surfacique à un maillage volumique), le mailleur tétraédrique est incapable de remplir les champs disponibles vu la présence de partitions à l'intérieur des fils. C'est pour cette raison que nous nous sommes tournés vers la seconde solution, qui est certes très complexe mais très efficace. Le code de calcul par EF, ABAQUS, sera utilisé pour reproduire à la fois, le modèle géométrique et le maillage de la structure tissée.

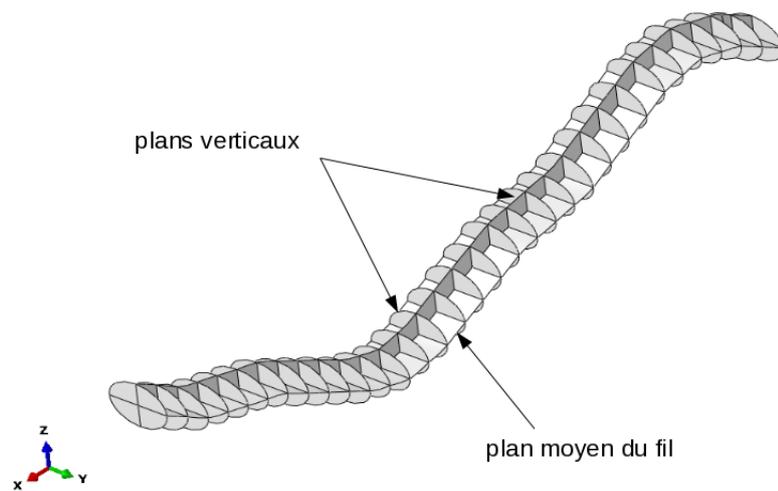
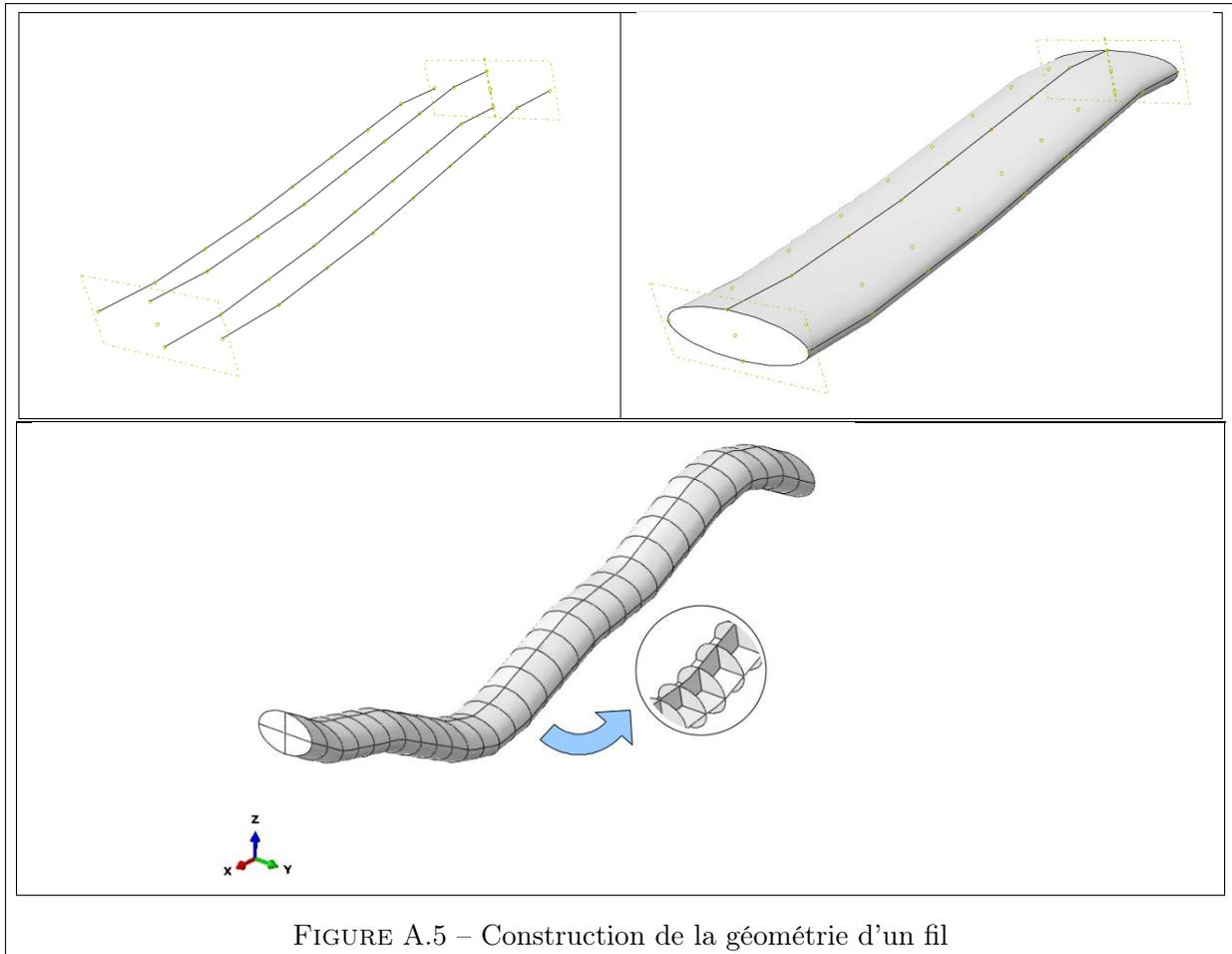
Une description complète des étapes nécessaires pour cette opération sera présentée dans cette partie : (1) Régénérer les surfaces des fils à partir des données géométriques du renfort tissé obtenu par ANSYS, (2) Maillage des fils, (3) Création de la cellule matricielle, (4) Maillage la matrice, (5) Fusion des maillages.

Un modèle surfacique est créé par ANSYS (sous format igs) puis exécuté sur ABAQUS. Un relevé de points représentatif de la forme géométrique d'un fil est obtenu manuellement à partir de cette entité. Les coordonnées de ces points de construction sont stockés et importés dans le module de construction d'ABAQUS par un script Python. Il s'agit ensuite de raccorder ce nuage de points pour former les lignes de construction du modèle surfacique (Fig. A.5).

La régénération de la surface du fil s'effectue par un simple "loft" (un module de construction qui génère une surface courbée passant au mieux par ce réseau de lignes). Par la suite, les sections sont créées par la projection d'un plan vertical sur les extrémités du fil. Puis, chaque fil est divisé (partitionnement) en plusieurs domaines (Fig. A.6) : les sections transversales, séparant les différentes portions, sont obtenues par des plans verticaux (selon l'épaisseur du fil) distants de quelques millimètres. Ces sections coupent le plan moyen du fil suivant une ligne courbée correspondant à "la ligne moyenne du fil". Ces partitions faciliteront le maillage de la structure tissée ainsi que le dépouillement des résultats numériques. De plus, la prise en compte des variations structurales d'un fil (ondulations) lors de la déformation du tissu est désormais possible grâce au partitionnement des fils. Les opérations précédentes sont reproduites pour la quasi-totalité des fils du motif (12 fils de chaîne et 16 fils de trame) sachant que certaines mèches peuvent être obtenues par des simples translations ou/et rotations. En regroupant ces différentes entités, on obtient le modèle surfacique de la structure tissée.

Les surfaces de la géométrie précédente sont maillées avec des éléments triangulaires. L'obtention du maillage surfacique se base sur un principe de discrétisation "contour" d'où l'intérêt de partitionner le fil en plusieurs portions. Les contours situés dans la zone courbée seront finement maillés (Fig. A.7). Par contre, une taille de maille intermédiaire sera employée dans les zones rectilignes (ou droites) du fil. En effet, ces zones seront moins sollicitées lors du chargement. Afin de respecter une certaine qualité du maillage, on utilise un maillage progressif pour le passage entre les deux zones. Ensuite, un maillage orphelin est créé. Pour s'assurer de la symétrie et de la périodicité parfaites des faces extérieures du tissu, les sections manquantes dans chaque face sont générées en copiant leur vis à vis. Après fusion des noeuds au niveau des contours, les éléments surfaciques sont convertis en éléments volumiques "tétraèdre". On obtient ainsi le maillage volumique du renfort tissé (Fig. A.8), reste à créer la boîte matricielle.

Tout d'abord, on génère les trois faces de la cellule. Ensuite, on les assemble avec la structure tissée. Cet assemblage entraîne la projection des contours des fils sur les faces de la cellule. En retirant les fils, on récupère les trois faces de la cellule sans sections extérieures. Il aurait été possible d'assembler directement une boîte complète (6 faces) de la cellule avec le tissu, sauf que cette entité ne garantit pas la périodicité parfaite du maillage. Le maillage surfacique de cette entité est réalisé avec des éléments triangulaires puis fusionné avec celui de l'enveloppe surfacique du renfort (sans partitions) (Fig. A.10).



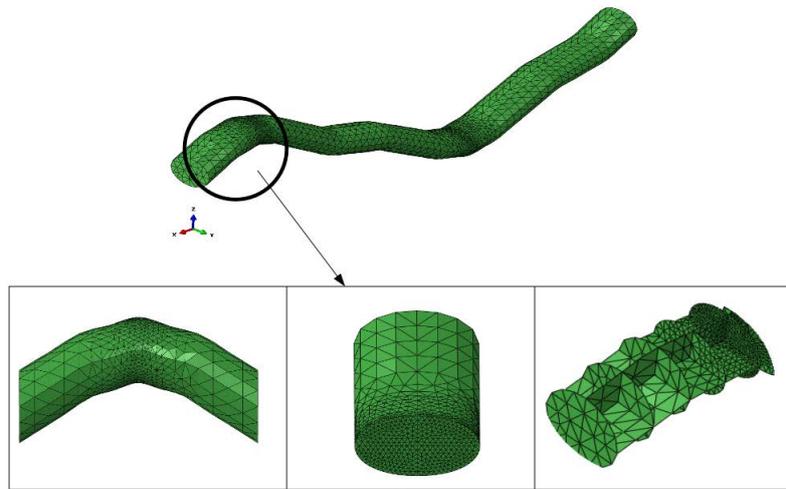
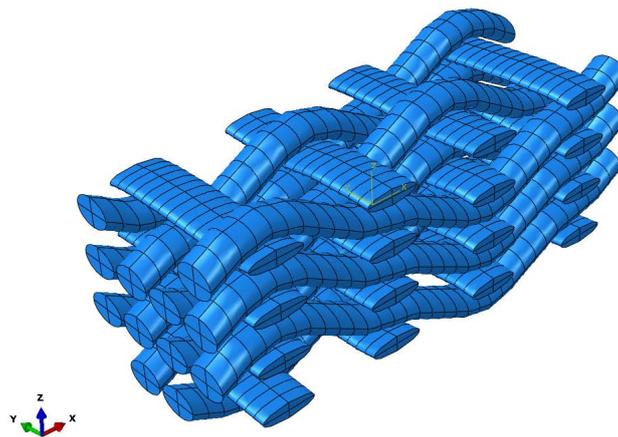
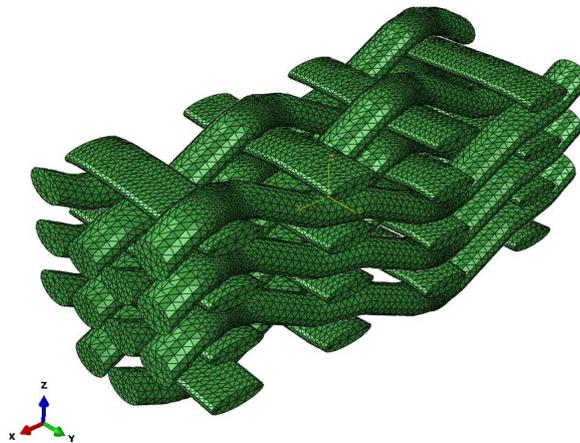


FIGURE A.7 – Description complète de la séquence de tissage.



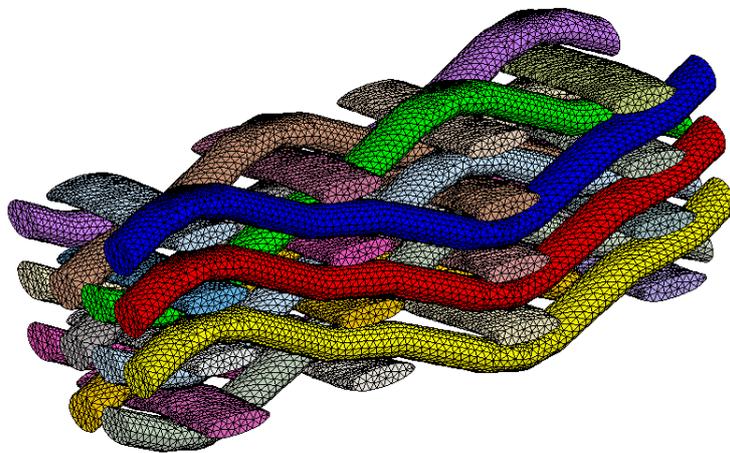
(a) Assemblage des fils.



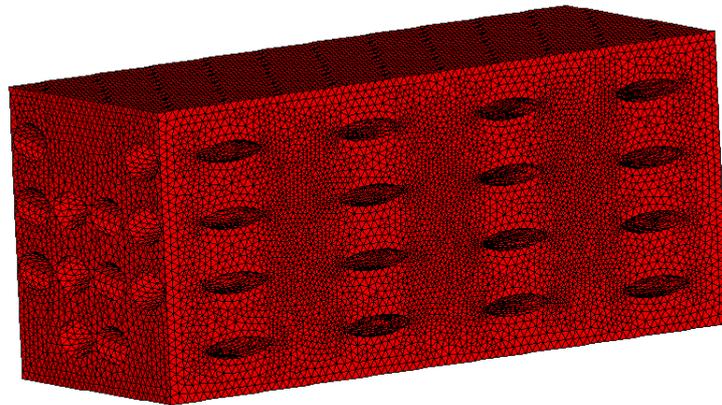
(b) Maillage volumique du renfort tissé.

FIGURE A.8 – Maillage du renfort tissé

Afin de pouvoir effectuer des calculs d'homogénéisation périodique, le maillage de la cellule (et des fils) doit être parfaitement périodique. Les faces restantes sont dupliquées (par translation) pour assurer la symétrie parfaite des noeuds. Une fois le volume de la cellule délimitée par le maillage surfacique du fil, un maillage volumique est obtenu à l'aide du mailleur tétraédrique d'ABAQUS et est fusionné avec celui du renfort tissé. Ainsi, un maillage adapté a été mis en place (Fig. A.9) : il contient 171067 noeuds soient 513201 noeuds de degré de liberté, et 991601 éléments linéaires. Les éléments utilisés sont du type tétraédrique pour les différents composants de la cellule élémentaire. A ce stade de l'étude, on maîtrise complètement le choix des différents paramètres de maillage (taille de maille, nombre de degrés de liberté, etc ...) et la réduction du temps de calcul permettant ainsi une conception de produits tissés avec une architecture purement virtuelle.



(a) Maillage du renfort (fils de chaîne et de trame)



(b) Maillage de la matrice

FIGURE A.9 – Maillage de la cellule périodique-procédure optimisée

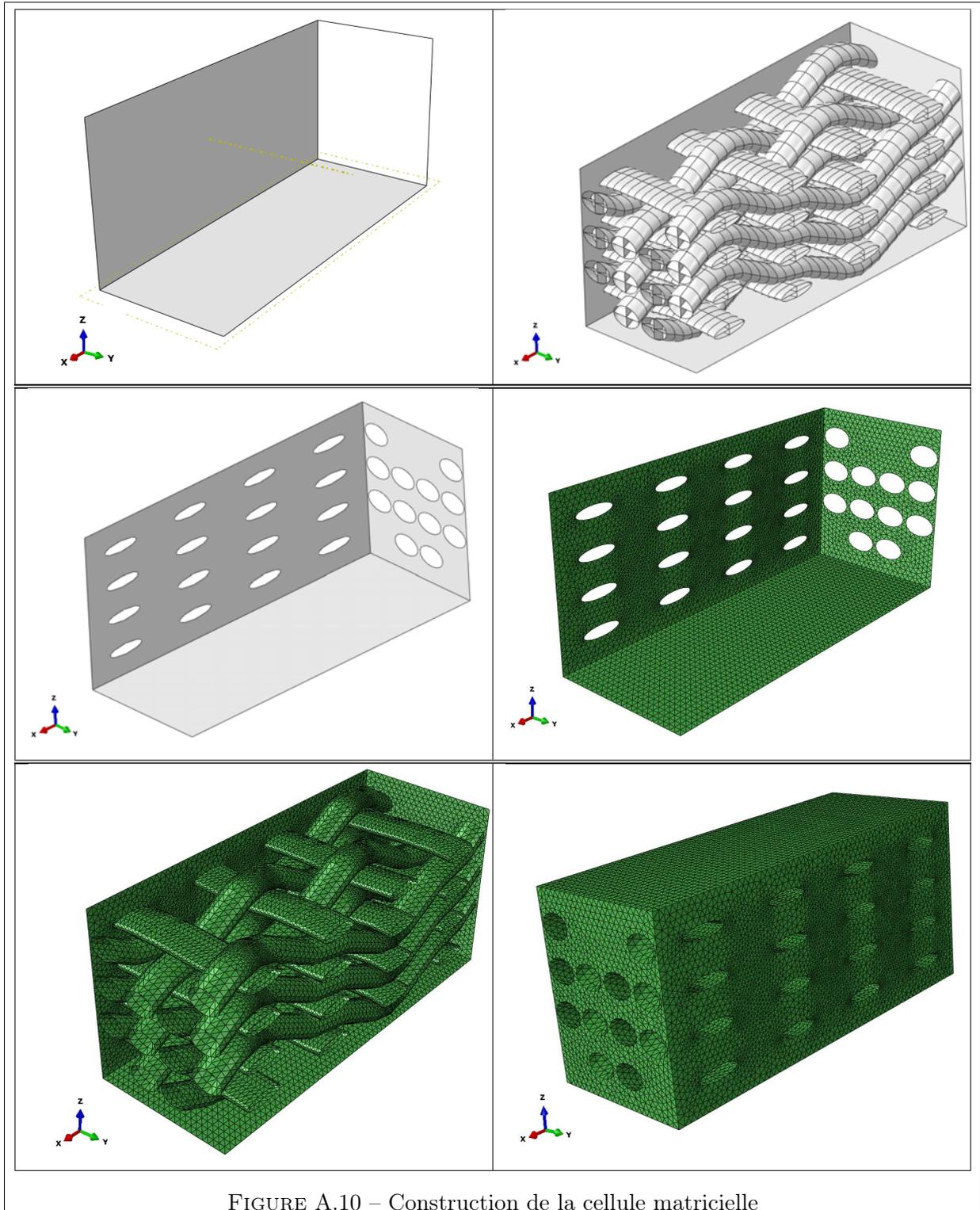


FIGURE A.10 – Construction de la cellule matricielle

Annexe B

Sensibilité du comportement macroscopique du tissu vis-à-vis des propriétés des matériaux constituants

Sommaire

B.1	Nécessité d'une identification inverse	200
B.2	Maillage simplifié de la cellule	200
B.3	Sensibilité du comportement macroscopique du tissu vis-à-vis des propriétés des matériaux constituants	200

Cette annexe décrit l'identification des coefficients des lois de comportement utilisées. Tout d'abord, un maillage simplifié est utilisé afin de réduire le coût calcul de l'optimisation. Une étude de sensibilité de ces coefficients s'ensuit pour montrer la raison du choix définitif du jeu utilisé.

B.1 Nécessité d'une identification inverse

Certains paramètres matériaux des lois de comportement sont inaccessibles expérimentalement (modules transverses, module de Young de la matrice, modules de cisaillement des fils,...). L'estimation de ces paramètres nécessite alors le recours aux codes de calculs numériques. Une approche inverse utilisant les essais de traction monotones réalisés sur le composite (sens chaîne et trame) a été mise en place. Cette approche repose sur une analyse mutli-échelle assurant la transition entre l'échelle mésoscopique et l'échelle macroscopique (homogénéisation). Les calculs d'homogénéisation sont effectués en imposant une contrainte moyenne dans la cellule élémentaire et non pas une déformation moyenne. En effet, le choix de ces conditions limites est représentatif d'un essai de traction uniaxiale. Cela signifie que la cellule est soumise à une contrainte moyenne $\langle \Sigma_{XX} \rangle$ alors que toutes les autres composantes du tenseur de contrainte macroscopique $\langle \Sigma_{YY} \rangle$, $\langle \Sigma_{ZZ} \rangle$, $\langle \Sigma_{XY} \rangle$, $\langle \Sigma_{XZ} \rangle$ et $\langle \Sigma_{YZ} \rangle$ sont nulles. Une étude de sensibilité de ces paramètres matériaux sur le comportement global du composite a été réalisée par la suite. Elle consiste à simuler plusieurs essais de traction de la cellule élémentaire en faisant varier qu'un seul paramètre de la loi du comportement à la fois. Donc, il est possible de quantifier la sensibilité d'un paramètre vis à vis de tel ou tel paramètre effectif.

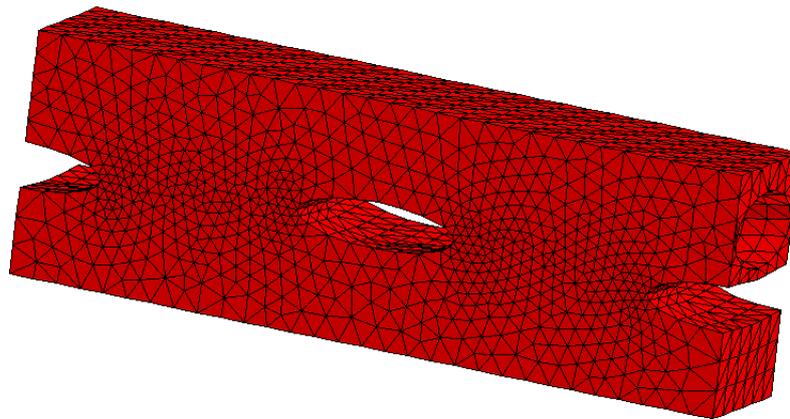
B.2 Maillage simplifié de la cellule

Il a été montré que la procédure de maillage de la cellule périodique induit un nombre de degrés de liberté assez conséquent. Pour remédier à ce problème, un maillage simplifié de la cellule ayant des caractéristiques similaires (ondulation du fil de chaîne, fraction volumique, ...) à celle de la cellule périodique a été conçu. Ce modèle géométrique issue de la cellule tridimensionnelle contient un fil de chaîne et 3 fils de trame comme l'indique la figure B.1. On obtient ainsi un maillage contenant 6000 noeuds soient 18000 degrés de liberté et 30000 éléments linéaires. Ce type de discrétisation permet de réduire considérablement le temps de calcul.

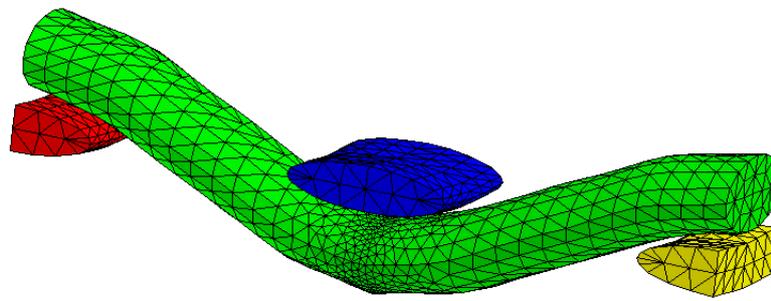
B.3 Sensibilité du comportement macroscopique du tissu vis-à-vis des propriétés des matériaux constituants

La sensibilité du comportement effectif aux différents paramètres matériaux de la loi de comportement des constituants a été analysée. On considère tout d'abord un comportement isotrope pour tous les constituants puis un comportement orthotrope pour la matrice et un comportement isotrope transverse pour les fils afin de tenir compte de la nature fibreuse des fils. Pour chaque type de comportement, un jeu de coefficients sera choisi pour analyser la distribution du champ de contrainte locale.

Le module de Young effectif $\langle E_{11} \rangle$ est compris entre 576 MPa et 1040 MPa lorsque le module des fils de chaîne varie entre 5000 MPa et 15000 MPa. Le module longitudinal a triplé mais le module de Young du composite a seulement doublé. Cependant, l'influence du module transversal du fil de trame est négligeable. Le module de Young passe de 1319 MPa à 1351 MPa en multipliant le module de transversal par 10. Cela est dû à la faible fraction volumique des



(a) Matrice



(b) Tissu

FIGURE B.1 – Maillage de la cellule simplifié

$E_{chaîne}$	$\nu_{chaîne}$	$E_{matrice}$	$\nu_{matrice}$	E_{trame}	ν_{trame}	$\langle E_{11} \rangle$ (MPa)
7900	0.4	150	0.4	23	0.4	724
5000	0.4	150	0.4	23	0.4	576
7900	0.4	150	0.4	23	0.4	724
10000	0.4	150	0.4	23	0.4	826
15000	0.4	150	0.4	23	0.4	1040
7900	0.4	150	0.4	23	0.4	724
7900	0.4	400	0.4	23	0.4	1187
7900	0.4	750	0.4	23	0.4	1661
7900	0.4	1000	0.4	23	0.4	1941
10000	0.4	150	0.4	10	0.4	1319
10000	0.4	150	0.4	23	0.4	1326
10000	0.4	150	0.4	100	0.4	1351

TABLE B.1 – Etude de sensibilité du comportement effectif aux différents paramètres matériaux (cas isotrope)

fil de trame. Enfin, le module $\langle E_{11} \rangle$ varie entre 724 MPa et 1941 MPa lorsque le module de Young de la matrice est compris entre 150 et 1000 MPa.

Le comportement isotrope n'est pas adapté pour ce type de matériau constituant le renfort du composite car son comportement est très particulier en raison de la nature fibreuse des fils que l'on devra considérer comme continu. Donc, l'abandon de l'hypothèse de l'isotropie est nécessaire pour modéliser le comportement d'un tel matériau. Alors, le comportement des fils sera considéré comme isotrope transverse repectant ainsi la différence entre les rigidités longitudinale et transversale des fils. Le comportement d'un matériau élastique de symétrie isotrope transverse

d'axe 1 (sens chaîne) est décrit par ce tenseur d'élasticité :

$$C = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22}-C_{23}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix}$$

Les composants du tenseur d'élasticité sont déterminés grâce aux relations suivantes :

$$C_{11} = \frac{1 - \nu_{22}^2}{\Delta E_2^2} \quad (\text{B.1})$$

$$C_{22} = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{\Delta E_1 E_2} \quad (\text{B.2})$$

$$C_{12} = \frac{\nu_{21} + \nu_{21}\nu_{23}}{\Delta E_2^2} \quad (\text{B.3})$$

$$C_{23} = \frac{\nu_{23} + \nu_{12}\nu_{21}}{\Delta E_1 E_2} \quad (\text{B.4})$$

$$c_{44} = 2G_{12} \quad (\text{B.5})$$

$$\Delta = \frac{1 - 2\nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{12}}{E_1 E_2^2} \quad (\text{B.6})$$

$$\nu_{21} = \frac{E_2}{E_1} \nu_{12} \quad (\text{B.7})$$

$$\nu_{32} = \nu_{23} \quad (\text{B.8})$$

Afin de prendre en compte les ondulations du fil, le tenseur d'élasticité est exprimé dans le repère local associé à chaque point de Gauss de ce même fil. Avant le début du calcul, une procédure de réinitialisation des repères locaux a été mise en place. En effet, la prise en compte des changements de courbure du fil changeront les données matériaux /tenseurs d'élasticité. Le positionnement du repère local par rapport au repère de référence nécessite la donnée d'un champ continu de matrice de rotations : ces matrices sont déterminées à partir des 3 angles d'Euler, qui placeront le repère d'anisotropie dans chaque point d'intégration avec la bonne orientation vis à vis du repère de référence. Pour cela, une ligne moyenne, formée de plusieurs noeuds, a été créée au coeur du fil. En chaque noeud, l'angle tangent à cette fibre moyenne entre sa configuration initiale et la direction de sollicitation a été calculé.

Les paramètres matériaux ont été choisis selon les critères suivants :

- Les modules de Young longitudinaux des fils de chaîne et de trame ont été déterminés expérimentalement par des essais de traction.

- Le comportement transverse des fils étant plus difficiles à déterminer expérimentalement, les paramètres associés seront déterminés par homogénéisation.
- Les modules de cisaillement sont bien inférieurs aux modules longitudinaux des fils.
- Les coefficients de Poisson sont pris faibles mais non nuls.

<i>Fils</i>	$E_{longitudinal}$	$E_{transversal}$	G	ν_{xy}	ν_{yz}
Fils de chaîne	7900	79	3000	0.1	0.05
Fils de trame	2300	23	1000	0.1	0.05

TABLE B.2 – Etude de sensibilité du comportement effectif au rapport de rigidités du fil de chaîne (cas isotrope transverse)

En utilisant les jeux de coefficients définis dans le tableau B.3, le module de Young du composite est de 617 MPa. On constate que la rigidité longitudinale du composite est nettement plus faible que celle calculée dans le cas isotrope.

R_t	$E_{chaîne,l}$	$E_{chaîne,t}$	$E_{trame,l}$	$E_{trame,t}$	$E_{matrice}$	$\langle E_{11} \rangle$ (MPa)	ν_{12}
200	7900	40	2300	23	150	584	0.17
100	7900	79	2300	23	150	617	0.167
50	7900	160	2300	23	150	648	0.16
25	7900	320	2300	23	150	672	0.15

TABLE B.3 – Etude de sensibilité du comportement effectif au rapport de rigidités du fil de trame (cas isotrope transverse)

On va étudier la sensibilité du comportement global aux paramètres matériaux des constituants. Tout d'abord, on s'intéressera à l'influence du rapport R_t de rigidités longitudinale et transversale des fils sur le module de Young effectif du composite. L'évolution de ce module global sera réalisée pour différents rapports de rigidités des fils de chaîne et de trame, tout en gardant inchangé les modules longitudinaux, le module de cisaillement des fils et le module de Young de la matrice isotrope. Le module de Young $\langle E_{11} \rangle$ diminue considérablement en augmentant le rapport de rigidité du fils de chaîne : il passe de 584 MPa pour rapport de 200 à 672 MPa pour un rapport de 25 soit une augmentation de 15. En effet, l'augmentation du module transversal des fils de chaîne réduit le mouvement du fil lors de la déformation de la cellule.

R_t	$E_{chaîne,l}$	$E_{chaîne,t}$	$E_{trame,l}$	$E_{trame,t}$	$E_{matrice}$	$\langle E_{11} \rangle$ (MPa)	ν_{12}
200	7900	79	2300	12	150	608	0.166
100	7900	79	2300	23	150	617	0.167
50	7900	79	2300	46	150	630	0.169
25	7900	79	2300	92	150	645	0.173

TABLE B.4 – Etude de sensibilité du comportement effectif au rapport de rigidités du fil de trame (cas isotrope transverse)

Cependant, le rapport de rigidité des fils de trame a peu d'influence sur le module moyen : il varie entre 608 MPa et 645 MPa pour les mêmes rapports cités précédemment, soit une augmentation de 6. Cette légère augmentation peut s'expliquer aussi par le blocage du mouvement des fils de chaîne au niveau de l'entrecroisement chaîne-trame. De plus, ces rapports de rigidité ont peu d'influence sur le coefficient de Poisson du composite, celui-ci variant entre 0.16 et 0.17 pour différents rapports.

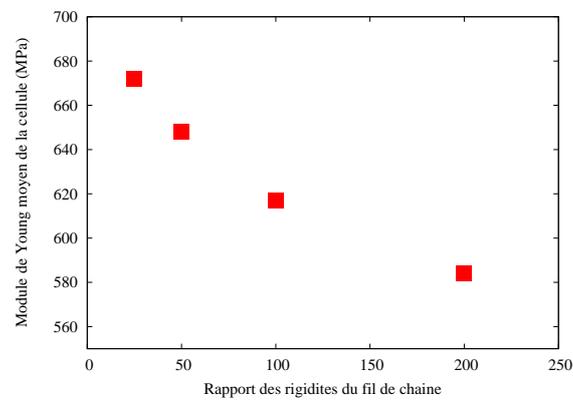


FIGURE B.2 – Influence du module de Young transversal du fil de chaîne sur le module effectif du composite

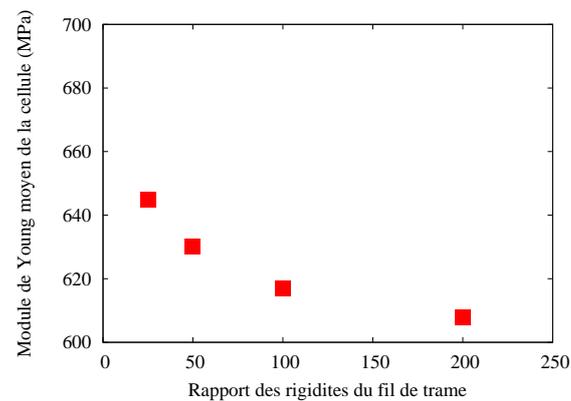


FIGURE B.3 – Influence du module de Young transversal du fil de trame sur le module effectif du composite

$E_{chaîne,l}$	$E_{chaîne,t}$	$E_{trame,l}$	$E_{trame,t}$	$E_{matrice}$	$\langle E_{11} \rangle$ (MPa)	ν_{12}
7900	40	2300	23	100	502	0.134
7900	79	2300	23	500	1206	0.27
7900	160	2300	23	1000	1795	0.32
7900	320	2300	23	2000	2724	0.36

TABLE B.5 – Etude de sensibilité du comportement effectif au rapport au module de Young de la matrice (cas isotrope transverse)

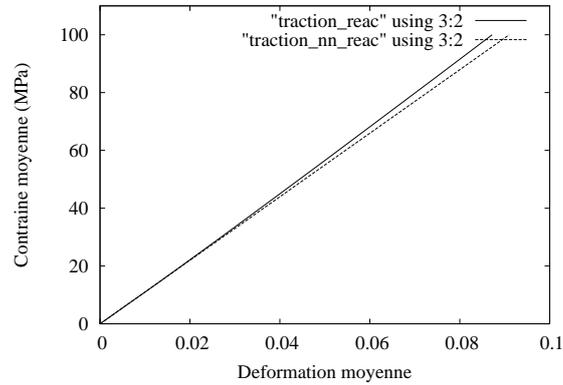


FIGURE B.4 – Courbes contrainte moyenne/déformation moyenne dans le cas orthotrope réactualisé et non réactualisé

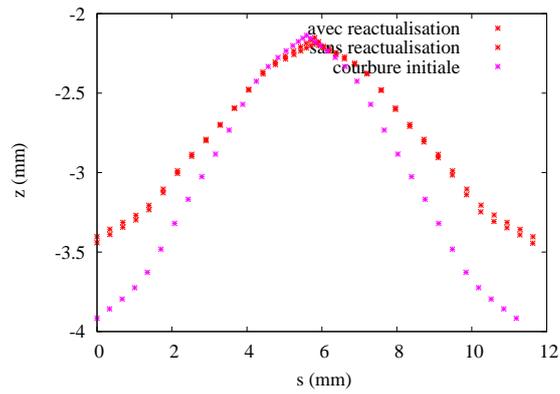


FIGURE B.5 – Influence de la réactualisation des repères locaux sur l'ondulation du fil de chaîne

R_c	R_t	$\nu_{xy_c\text{chaîne}}$	$\nu_{yz_c\text{chaîne}}$	$\nu_{xy_t\text{rame}}$	$\nu_{yz_t\text{rame}}$	$\langle E_{11} \rangle$ (MPa)	ν_{12}
100	100	0.1	0.05	0.1	0.05	617	0.167
100	100	0.49	0.05	0.1	0.05	622	0.174
100	100	0.99	0.05	0.1	0.05	630	0.183
100	100	0.1	0.05	0.1	0.05	617	0.167
100	100	0.1	0.49	0.1	0.05	623	0.205
100	100	0.1	0.99	0.1	0.05	683	0.307
100	100	0.1	0.05	0.1	0.05	617	0.167
100	100	0.1	0.05	0.49	0.05	617	0.167
100	100	0.1	0.99	0.99	0.05	618	0.158
100	100	0.1	0.05	0.1	0.05	617	0.167
100	100	0.1	0.05	0.1	0.49	614	0.166
100	100	0.1	0.05	0.1	0.99	623	0.165

TABLE B.6 – Etude de sensibilité du comportement effectif aux coefficients de Poisson des fils (cas isotrope transverse)

Annexe C

Architectures tissées

Sommaire

C.1	Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)	208
C.2	Straight Warp	223
C.3	Taffetas	235

C.1 Tissu interlock 2,5D (PVni 1400)

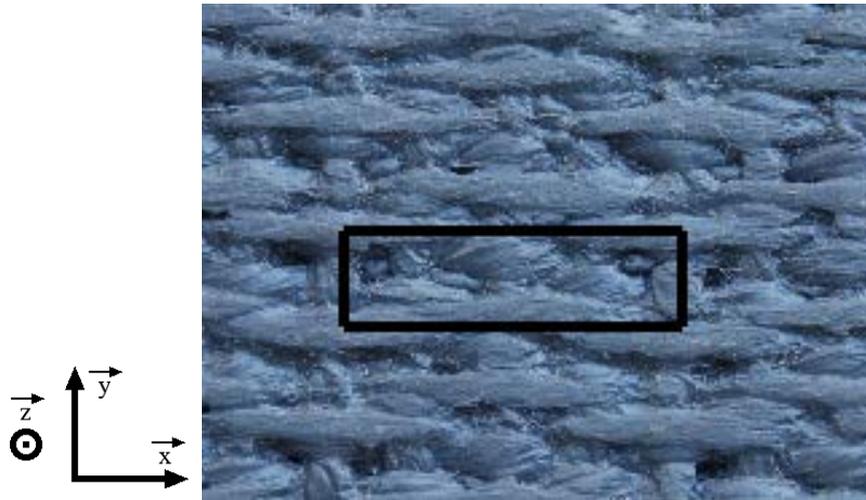


FIGURE C.1 – Tissu interlock 2,5D. Photo.

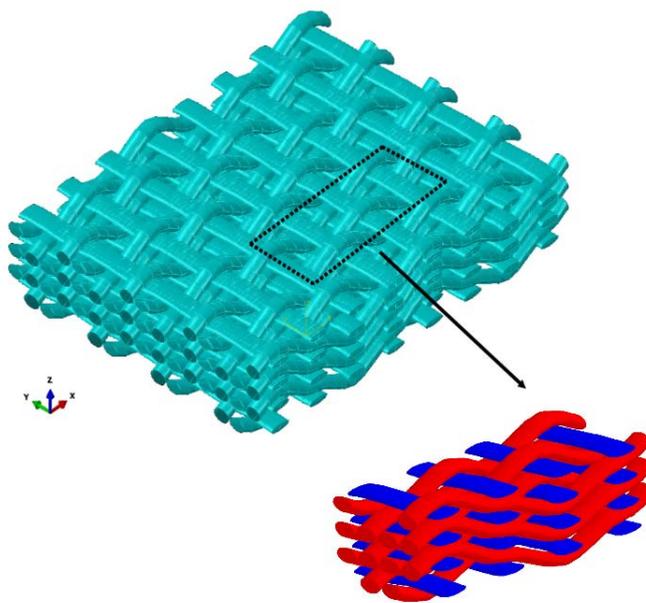
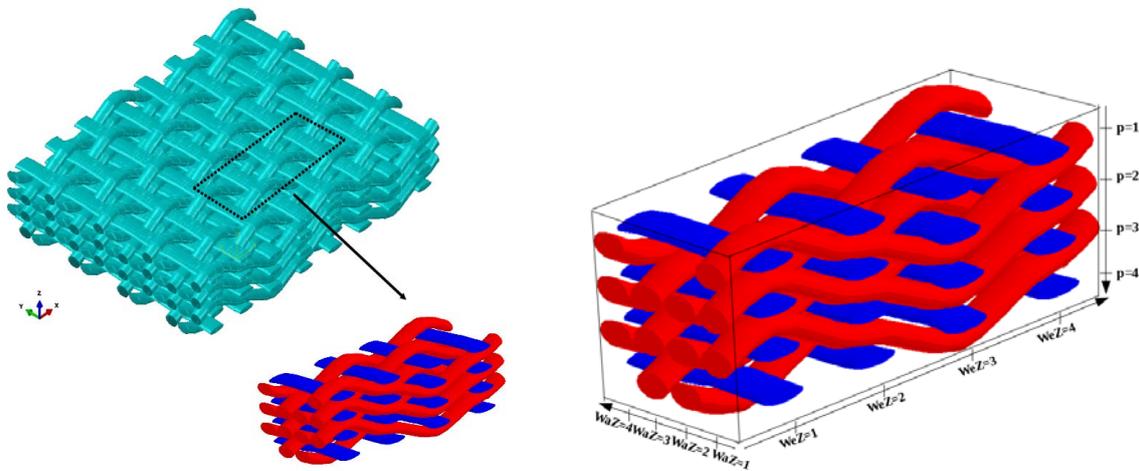
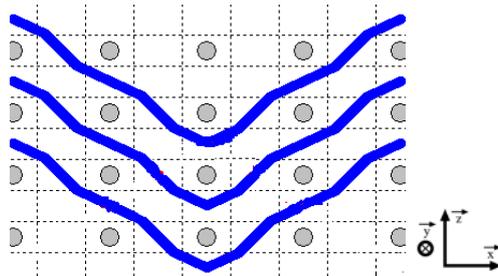


FIGURE C.2 – Motif périodique du tissu et son repère.

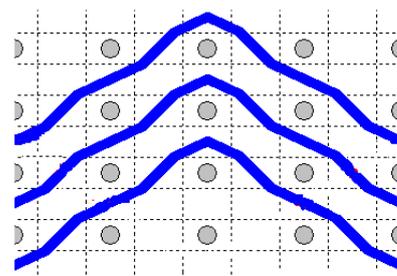


(a) Motif périodique du tissu.

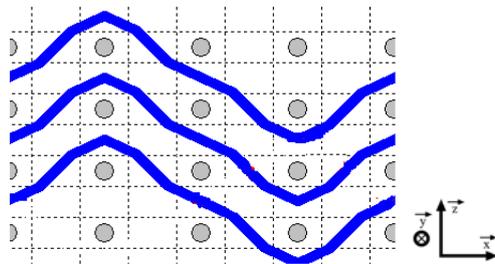
(b) Zones de chaîne, de trame et interzones.



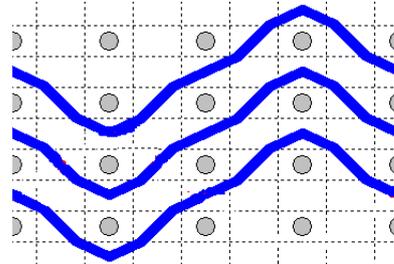
(c) Plan de chaîne ($WaZ - 1$).



(d) Plan de chaîne ($WaZ - 2$).



(e) Plan de chaîne ($WaZ - 3$).

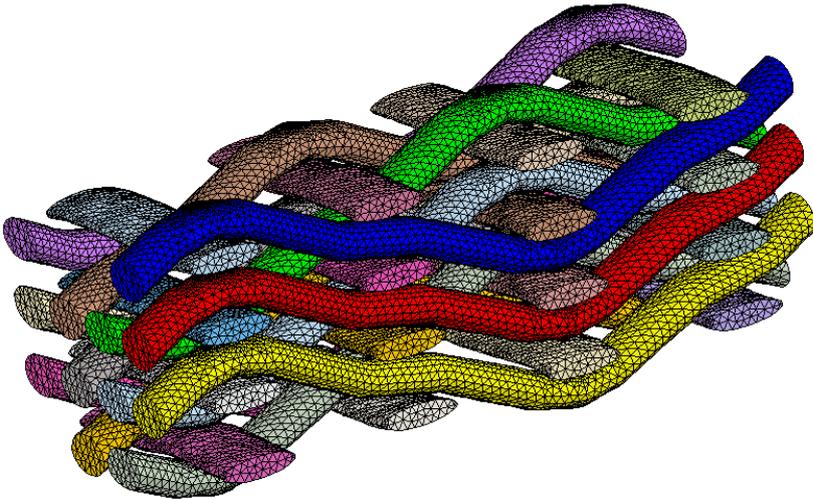


(f) Plan de chaîne ($WaZ - 4$).

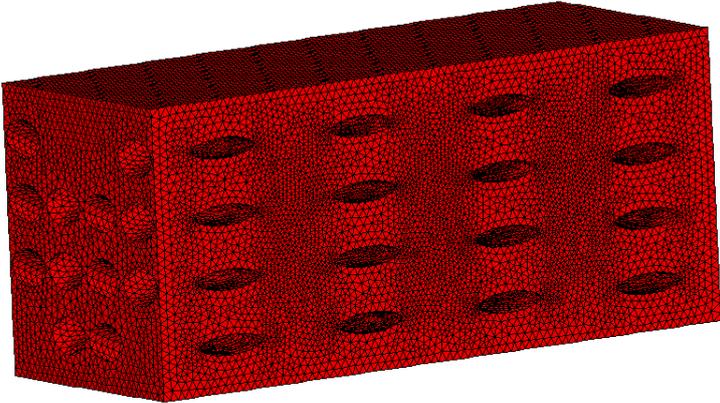
		Warp											
		1-1	1-2	1-3	2-1	2-2	2-3	3-1	3-2	3-3	4-1	4-2	4-3
Weft	1	0	1	2	2	3	4	1	2	3	3	2	1
	2	1	2	3	1	2	3	0	1	2	4	3	2
	3	2	3	4	0	1	2	1	2	3	3	2	1
	4	1	2	3	1	2	3	2	3	4	2	1	0

(g) Matrice de codage.

FIGURE C.3 – Tissu interlock 2,5D. Codage du motif périodique.

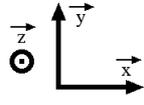


(a) Fils.



(b) Matrice.

FIGURE C.4 – Tissu interlock 2,5D. Maillage.



Interzone ($IZ - 0/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 0/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

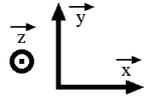
Interzone ($IZ - 0/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 0/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 0/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 0/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

TABLE C.1 – Tissu interlock 2,5D. Interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 1/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 1/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA

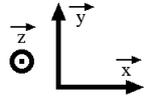
Interzone ($IZ - 1/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		

Interzone ($IZ - 1/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 1/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzones ($IZ - 1$) et ($IZ - 1/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD		MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	
($WaZ - 2$)		MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD		MA

TABLE C.2 – Tissu interlock 2,5D. Interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 2/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 2/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA

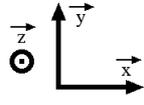
Interzone ($IZ - 2/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		

Interzone ($IZ - 2/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

Interzones ($IZ - 2$) et ($IZ - 2/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	B
($WaZ - 3$)	MA	B	MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA	B	MD
($WaZ - 1$)	B	MD	C	MA

TABLE C.3 – Tissu interlock 2,5D. Interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 3/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 3/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)			MA	
($WaZ - 3$)	MA			
($WaZ - 2$)		MA		
($WaZ - 1$)				MA

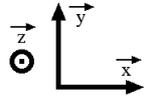
Interzone ($IZ - 3/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD			
($WaZ - 3$)			MD	
($WaZ - 2$)				MD
($WaZ - 1$)		MD		

Interzone ($IZ - 3/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 3/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

Interzones ($IZ - 3$) et ($IZ - 3/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)	MD	C	MA	
($WaZ - 3$)	MA		MD	C
($WaZ - 2$)	C	MA		MD
($WaZ - 1$)		MD	C	MA

TABLE C.4 – Tissu interlock 2,5D. Interzone ($IZ - 3$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 4/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				

Interzone ($IZ - 4/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				

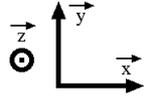
Interzone ($IZ - 4/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				

Interzone ($IZ - 4/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				
$(WaZ - 3)$				
$(WaZ - 2)$				
$(WaZ - 1)$				

Interzone ($IZ - 4/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$		C		
$(WaZ - 3)$				C
$(WaZ - 2)$	C			
$(WaZ - 1)$			C	

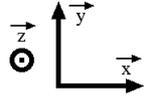
Interzones ($IZ - 4$) et ($IZ - 4/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$		C		
$(WaZ - 3)$				C
$(WaZ - 2)$	C			
$(WaZ - 1)$			C	

TABLE C.5 – Tissu interlock 2,5D. Interzone ($IZ - 4$) et ses six différents types élémentaires.



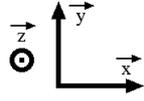
Interzone ($IZ - 0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$				B
$(WaZ - 3)$		B		
$(WaZ - 2)$			B	
$(WaZ - 1)$	B			
Interzone ($IZ - 1$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$	MD		MA	B
$(WaZ - 3)$	MA	B	MD	
$(WaZ - 2)$		MA	B	MD
$(WaZ - 1)$	B	MD		MA
Interzone ($IZ - 2$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$	MD	C	MA	B
$(WaZ - 3)$	MA	B	MD	C
$(WaZ - 2)$	C	MA	B	MD
$(WaZ - 1)$	B	MD	C	MA
Interzone ($IZ - 3$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$	MD	C	MA	
$(WaZ - 3)$	MA		MD	C
$(WaZ - 2)$	C	MA		MD
$(WaZ - 1)$		MD	C	MA
Interzone ($IZ - 4$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$	$(WeZ - 3)$	$(WeZ - 4)$
$(WaZ - 4)$		C		
$(WaZ - 3)$				C
$(WaZ - 2)$	C			
$(WaZ - 1)$			C	

TABLE C.6 – Tissu interlock 2,5D. Synthèse de toutes les interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$.



Interzone ($IZ - 0/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 1/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				
Interzone ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzone ($IZ - 3/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	
Interzone ($IZ - 4/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

TABLE C.7 – Tissu interlock 2,5D. Visualisation des creux de toutes les interzones ($IZ - l/C$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$).



Interzone ($IZ - 0/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

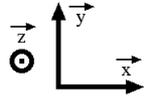
Interzone ($IZ - 1/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 2/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 3/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

Interzone ($IZ - 4/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				
($WaZ - 3$)				
($WaZ - 2$)				
($WaZ - 1$)				

TABLE C.8 – Tissu interlock 2,5D. Visualisation des bosses de toutes les interzones ($IZ - l/B$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$).



Interzone ($IZ - 0/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 1/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)				B
($WaZ - 3$)		B		
($WaZ - 2$)			B	
($WaZ - 1$)	B			

Interzone ($IZ - 2/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		B
($WaZ - 3$)		B		C
($WaZ - 2$)	C		B	
($WaZ - 1$)	B		C	

Interzone ($IZ - 3/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

Interzone ($IZ - 4/C + B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)	($WeZ - 3$)	($WeZ - 4$)
($WaZ - 4$)		C		
($WaZ - 3$)				C
($WaZ - 2$)	C			
($WaZ - 1$)			C	

TABLE C.9 – Tissu interlock 2,5D. Visualisation des creux et des bosses de toutes les interzones ($IZ - l/C + B$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$.

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.5 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.1).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) &= \begin{pmatrix} +1 & -2 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & +2 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.6 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(1/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.2).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2) &= \begin{pmatrix} +1 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.7 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(2/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.3).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(3/D) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(3/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & 0 & 0 \\ +2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +2 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(3/MD) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -2 \\ 0 & 0 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(3/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(3/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(3) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & 0 & -2 \\ -2 & 0 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.8 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(3/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 3$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.4).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(4/D) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(4/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(4/MD) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(4/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(4/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(4) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.9 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(4/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 4$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.5).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0) = \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) = \begin{pmatrix} +1 & -2 & 0 & +2 \\ 0 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & 0 \\ -2 & 0 & +2 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(2) = \begin{pmatrix} +1 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & +1 & -2 \\ -2 & +1 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & +1 \end{pmatrix}$$

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(3) = \begin{pmatrix} 0 & -2 & -1 & +2 \\ -1 & +2 & 0 & -2 \\ -2 & 0 & -2 & -1 \\ -2 & -1 & +2 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(4) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.10 – Tissu interlock 2,5D. Synthèse de toutes les matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l)$ associées aux interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2, 3, 4$) (Tab. C.6).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(2/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.11 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}Z(l/C)$ associées aux interzones $(IZ - l/C)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. C.7).

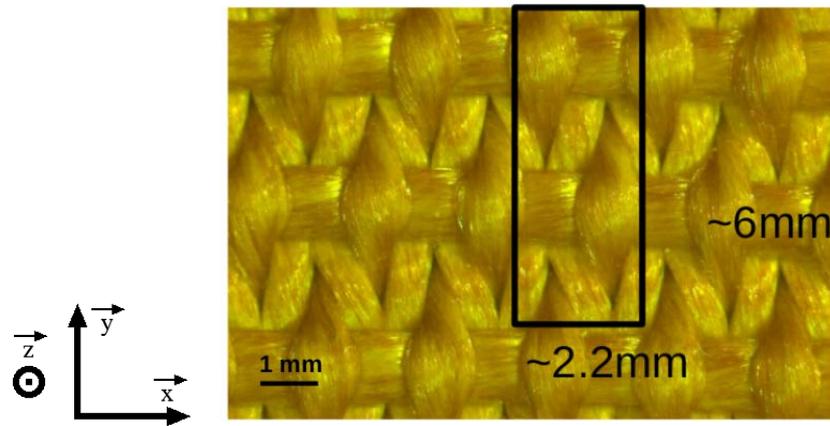
$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(2/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.12 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}Z(l/B)$ associées aux interzones $(IZ - l/B)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. C.8).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}Z(0/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(1/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(2/C+B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & +1 & 0 \\ 0 & +1 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & +1 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}Z(3/C+B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}Z(4/C+B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 & -1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -1 \\ 0 & -1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.13 – Tissu interlock 2,5D. Matrices $\mathbb{I}Z(l/C+B)$ associées aux interzones $(IZ - l/C + B)$, $l = 0, 1, 2, 3, 4$ (Tab. C.9).

C.2 Straight Warp



(a) Vue de dessus.



(b) Vue de face.

FIGURE C.14 – Straight Warp. Photos.

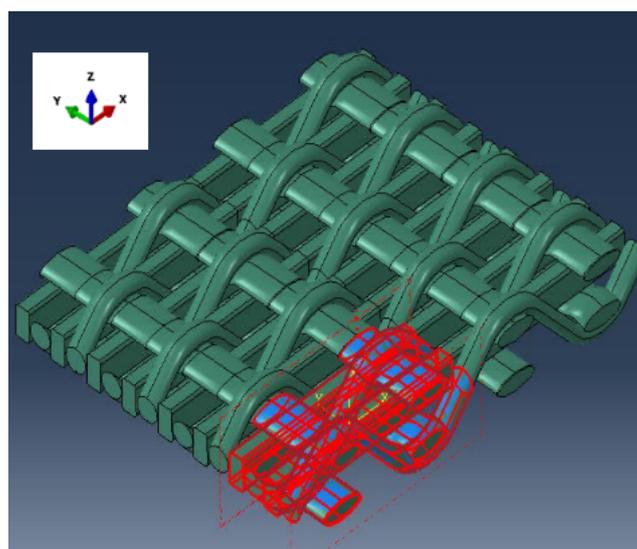
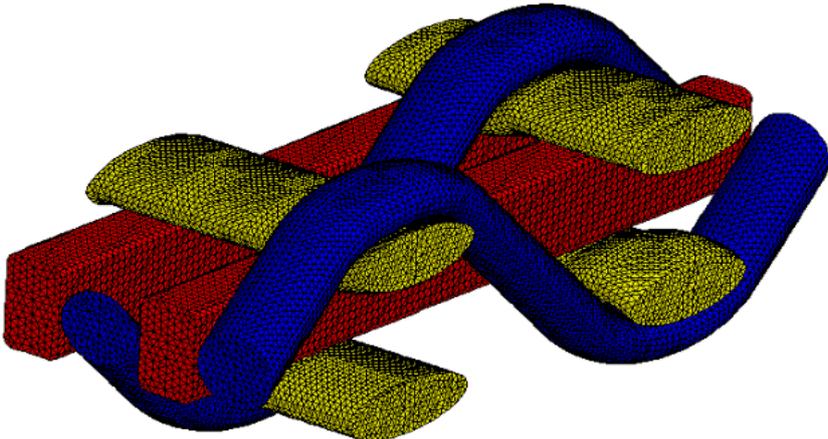
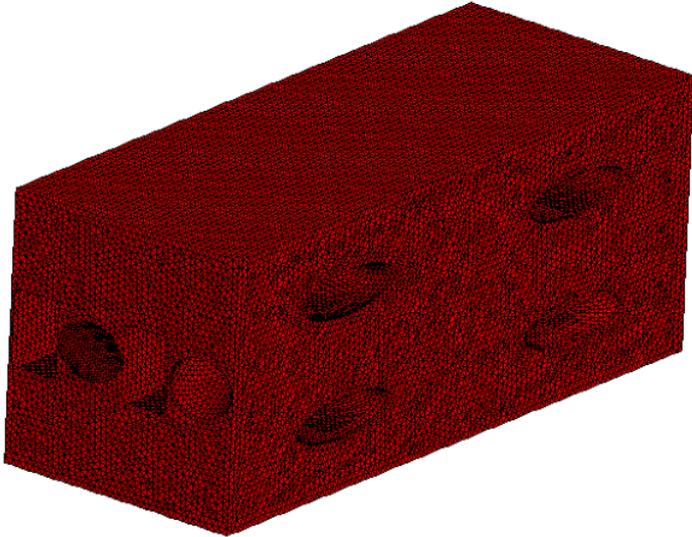


FIGURE C.15 – Straight Warp. Motif périodique du tissu et son repère.

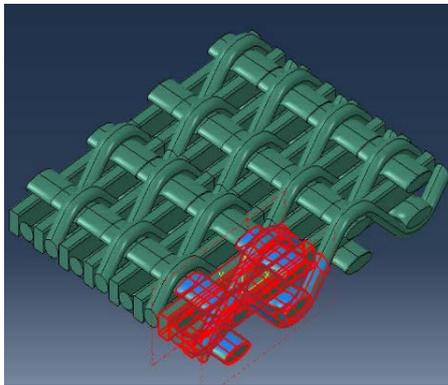


(a) Fils.

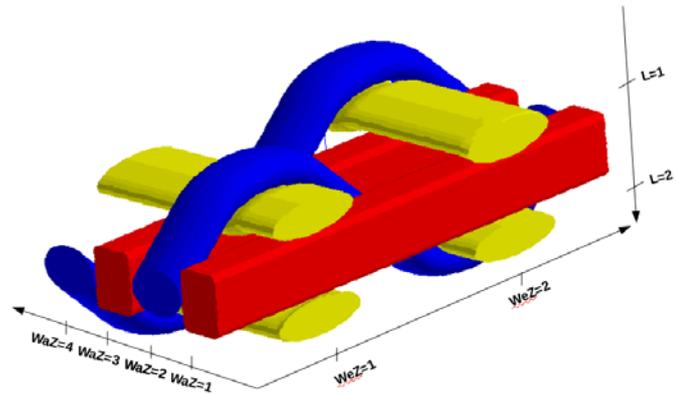


(b) Matrice.

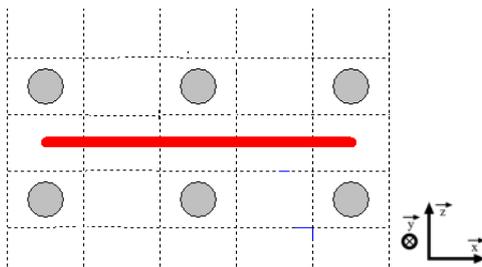
FIGURE C.16 – Straight Warp. Maillage.



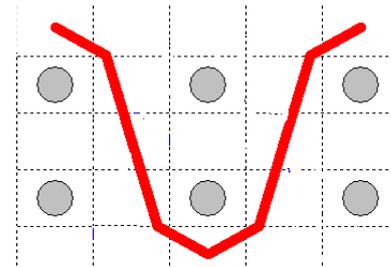
(a) Motif périodique du tissu.



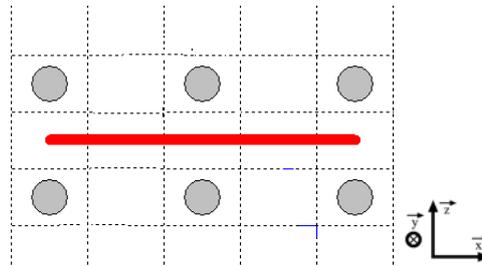
(b) Zones de chaîne, de trame et interzones.



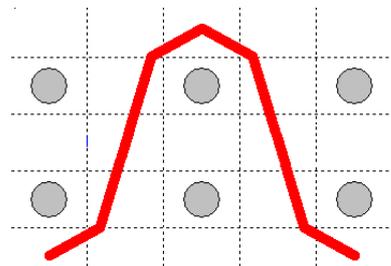
(c) Plan de chaîne ($WaZ - 1$).



(d) Plan de chaîne ($WaZ - 2$).



(e) Plan de chaîne ($WaZ - 3$).

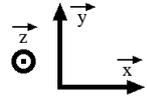


(f) Plan de chaîne ($WaZ - 4$).

		Warp			
		1	2	3	4
Weft	1	0	1	2	1
	2	2	1	0	1

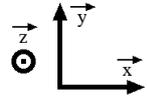
(g) Matrice de codage.

FIGURE C.17 – Straight Warp. Codage du motif périodique.



Interzone ($IZ - 0/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		B
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$	B	
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 0/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		B
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$	B	
$(WaZ - 1)$		

TABLE C.10 – Straight Warp. Interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires.



Interzone ($IZ - 1/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$	D	D
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$	D	D
Interzone ($IZ - 1/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 1$) et ($IZ - 1/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$	D	D
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$	D	D

TABLE C.11 – Straight Warp. Interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires.

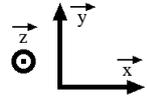
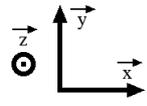
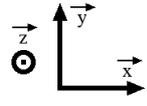
		
Interzone ($IZ - 2/D$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzone ($IZ - 2/MA$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzone ($IZ - 2/MD$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzone ($IZ - 2/B$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzone ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)	C	
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		C
($WaZ - 1$)		
Interzones ($IZ - 2$) et ($IZ - 2/0$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)	C	
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		C
($WaZ - 1$)		

TABLE C.12 – Straight Warp. Interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires.



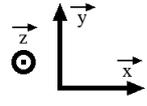
Interzones ($IZ - 0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		B
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$	B	
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 1$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$	D	D
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$	D	D
Interzones ($IZ - 2$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$	C	
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		C
$(WaZ - 1)$		

TABLE C.13 – Straight Warp. Synthèse de toutes les interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2$).



Interzones ($IZ - 0/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzones ($IZ - 1/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)		
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		
($WaZ - 1$)		
Interzones ($IZ - 2/C$)	($WeZ - 1$)	($WeZ - 2$)
($WaZ - 4$)	C	
($WaZ - 3$)		
($WaZ - 2$)		C
($WaZ - 1$)		

TABLE C.14 – Straight Warp. Visualisation des creux de toutes les interzones ($IZ - l/C$), $l = 0, 1, 2$).



Interzones ($IZ - 0/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		B
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$	B	
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 1/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 2/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		

TABLE C.15 – Straight Warp. Visualisation des bosses de toutes les interzones $(IZ - l/B)$, $l = 0, 1, 2$.

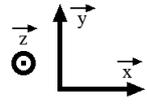
		
Interzones ($IZ - 0/C + B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		B
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$	B	
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 1/C + B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$		
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 2/C + B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 4)$	C	
$(WaZ - 3)$		
$(WaZ - 2)$		C
$(WaZ - 1)$		

TABLE C.16 – Straight Warp. Visualisation des creux et des bosses de toutes les interzones ($IZ - l/C + B$), $l = 0, 1, 2$).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ +1 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(0) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ +1 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.18 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.10).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/D) &= \begin{pmatrix} 10 & 10 \\ 0 & 0 \\ 10 & 10 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) &= \begin{pmatrix} 10 & 10 \\ 0 & 0 \\ 10 & 10 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.19 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(1/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.11).

$$\begin{aligned} \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MA) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/MD) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/C) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & -1 \\ 0 & 0 \\ -1 & 0 \end{pmatrix} & \mathbb{I}\mathbb{Z}(2) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & -1 \\ 0 & 0 \\ -1 & 0 \end{pmatrix} \end{aligned}$$

FIGURE C.20 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(2/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 2$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.12).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ +1 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) = \begin{pmatrix} 10 & 10 \\ 0 & 0 \\ 10 & 10 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(2) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & -1 \\ 0 & 0 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.21 – Straight Warp. Synthèse de toutes les matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l)$ associées aux interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1, 2$) (Tab. C.13).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & -1 \\ 0 & 0 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.22 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/C)$ associées aux interzones $(IZ - l/C)$, $l = 0, 1, 2$ (Tab. C.14).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ +1 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.23 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/B)$ associées aux interzones $(IZ - l/B)$, $l = 0, 1, 2$ (Tab. C.15).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C + B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ +1 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C + B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(2/C + B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & -1 \\ 0 & 0 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.24 – Straight Warp. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/C + B)$ associées aux interzones $(IZ - l/C + B)$, $l = 0, 1, 2$ (Tab. C.16).

C.3 Taffetas

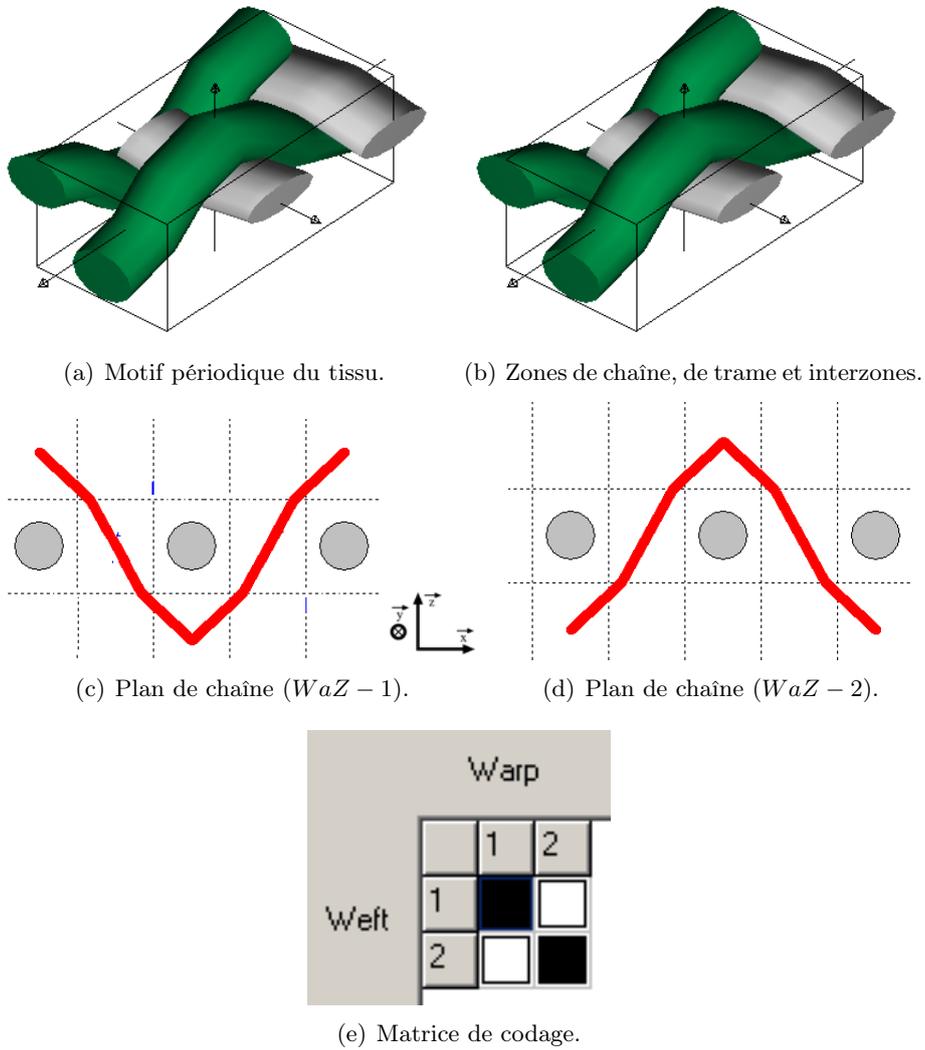


FIGURE C.25 – Taffetas. Codage du motif périodique.

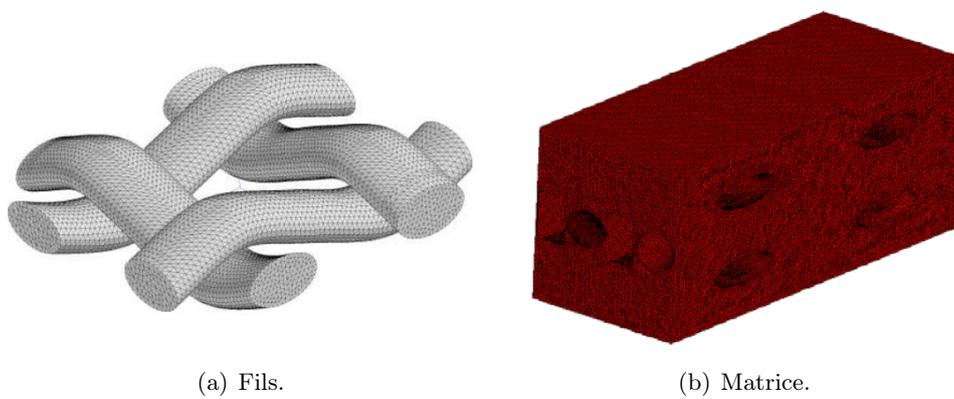
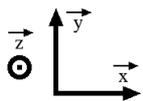
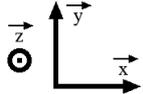


FIGURE C.26 – Taffetas. Maillage.



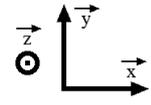
Interzone ($IZ - 0/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 0/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		B
$(WaZ - 1)$	B	
Interzone ($IZ - 0/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzones ($IZ - 0$) et ($IZ - 0/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		B
$(WaZ - 1)$	B	

TABLE C.17 – Taffetas. Interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires.



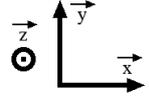
Interzone ($IZ - 1/D$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/MA$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/MD$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/B$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		
Interzone ($IZ - 1/C$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$	C	
$(WaZ - 1)$		C
Interzones ($IZ - 1$) et ($IZ - 1/0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$	C	
$(WaZ - 1)$		C

TABLE C.18 – Taffetas. Interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires.



Interzones ($IZ - 0$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		B
$(WaZ - 1)$	B	
Interzones ($IZ - 1$)	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$	C	
$(WaZ - 1)$		C

TABLE C.19 – Taffetas. Synthèse de toutes les interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1$).



Interzones $(IZ - 0/C)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		

Interzones $(IZ - 1/C)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$	C	
$(WaZ - 1)$		C

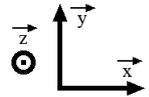
TABLE C.20 – Taffetas. Visualisation des creux de toutes les interzones $(IZ - l/C), l = 0, 1$.



Interzones $(IZ - 0/B)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		B
$(WaZ - 1)$	B	

Interzones $(IZ - 1/B)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		
$(WaZ - 1)$		

TABLE C.21 – Taffetas. Visualisation des bosses de toutes les interzones $(IZ - l/B), l = 0, 1$.



Interzones $(IZ - 0/C + B)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$		B
$(WaZ - 1)$	B	

Interzones $(IZ - 1/C + B)$	$(WeZ - 1)$	$(WeZ - 2)$
$(WaZ - 2)$	C	
$(WaZ - 1)$		C

TABLE C.22 – Taffetas. Visualisation des creux et des bosses de toutes les interzones $(IZ - l/C + B), l = 0, 1$.

$$\begin{aligned}\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/MD) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) &= \begin{pmatrix} +1 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(0) = \begin{pmatrix} +1 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix}\end{aligned}$$

FIGURE C.27 – Taffetas. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 0$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.17).

$$\begin{aligned}\mathbb{I}\mathbb{Z}(1/D) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MA) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/MD) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) &= \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) = \begin{pmatrix} 0 & -1 \\ -1 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) = \begin{pmatrix} 0 & -1 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}\end{aligned}$$

FIGURE C.28 – Taffetas. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(1/g)$ ($g \in \mathbb{G}$) associées à l'interzone ($IZ - 1$) et ses six différents types élémentaires (Tab. C.18).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0) = \begin{pmatrix} +1 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1) = \begin{pmatrix} 0 & -1 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.29 – Taffetas. Synthèse de toutes les matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l)$ associées aux interzones ($IZ - l$), $l = 0, 1$) (Tab. C.19).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C) = \begin{pmatrix} 0 & -1 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.30 – Taffetas. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/C)$ associées aux interzones ($IZ - l/C$), $l = 0, 1$) (Tab. C.20).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/B) = \begin{pmatrix} +1 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/B) = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.31 – Taffetas. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/B)$ associées aux interzones ($IZ - l/B$), $l = 0, 1$) (Tab. C.21).

$$\mathbb{I}\mathbb{Z}(0/C + B) = \begin{pmatrix} +1 & 0 \\ 0 & +1 \end{pmatrix} \quad \mathbb{I}\mathbb{Z}(1/C + B) = \begin{pmatrix} 0 & -1 \\ -1 & 0 \end{pmatrix}$$

FIGURE C.32 – Taffetas. Matrices $\mathbb{I}\mathbb{Z}(l/C + B)$ associées aux interzones ($IZ - l/C + B$), $l = 0, 1$) (Tab. C.22).

Annexe D

Architectures tissées

Sommaire

D.1	Rappel de différents repères	242
D.2	Influence de l'initialisation et de la réactualisation des repères locaux	243

D.1 Rappel de différents repères

Le repère $R_0 = (O, \vec{x}_0, \vec{y}_0, \vec{z}_0)$, $B_0 = (\vec{x}_0, \vec{y}_0, \vec{z}_0)$ est le repère de l'espace physique, B_0 désigne sa base orthonormée directe et O son origine. Le vecteur \vec{z}_0 est aligné avec la verticale ascendante locale (donc, au signe près, aligné avec le champ de Pesanteur local). Dans cet espace, le convoyeur sur lequel est installée la bande est supposé fixe par rapport à R_0 . On prend O comme étant un point du convoyeur. Ce repère est qualifié de repère d'observation.

La géométrie de la bande au repos est telle que sa surface moyenne peut être assimilée à un plan. On note \vec{X} , \vec{Y} 2 vecteurs de base orthonormés de ce plan. Le vecteur \vec{X} est pris parallèle au sens de défilement de la bande et indique la direction que l'on qualifie de longitudinale. Le vecteur \vec{Y} , qui indique la direction que l'on qualifie de transversale, est choisi de telle sorte que le vecteur $\vec{Z} = \vec{X} \wedge \vec{Y}$ définisse la direction orthogonale au plan de la bande, orientée de la couche inférieure vers la couche supérieure. Finalement, un repère noté R_{ref} , dont $B_{ref} = (\vec{X}, \vec{Y}, \vec{Z})$ est la base, est associé au VER de la bande (Fig. D.1). Evidemment, lorsque la bande est installée sur le convoyeur, sa surface moyenne n'est plus un plan : il faut alors comprendre la définition précédente comme celle d'un repère local $R_{ref}(M) = (M, B_{ref}(M))$ associé au plan tangent existant en chaque point M de la surface moyenne de la bande, dont la base est $B_{ref}(M) = (\vec{X}(M), \vec{Y}(M), \vec{Z}(M))$. Le vecteur $\vec{X}(M)$ est toujours pris parallèle au sens de défilement de la bande et le vecteur $\vec{Y}(M)$ est orienté de manière à ce que le vecteur $\vec{Z}(M) = \vec{X}(M) \wedge \vec{Y}(M)$ définisse la direction orthogonale au plan tangent de la surface moyenne de la bande, orientée de la couche inférieure vers la couche supérieure. Pour positionner la base $B_{ref}(M)$ par rapport à la base B_0 , les 3 angles d'Euler usuels, ici notés $(\psi_{ref}(M), \theta_{ref}(M), \varphi_{ref}(M))$, sont nécessaires. La géométrie de la bande sur le convoyeur étant connue, ces 3 angles sont donc connus (en tout point M).

Le repère associé au composite tissé est noté R_{tissu} , $B_{tissu} = (\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ désignant sa base prise comme étant orthonormée directe (Fig. D.2). Comme pour la bande, la géométrie du tissu au repos est telle que sa surface moyenne peut être assimilée à un plan. Le vecteur \vec{z} est pris colinéaire à la direction orthogonale à ce plan. Le vecteur \vec{y} est pris colinéaire à la direction trame du tissu. Le vecteur \vec{x} est alors $\vec{x} = \vec{y} \wedge \vec{z}$. Ce vecteur est finalement orienté dans le sens de tissage de la chaîne. Mais il n'est pas le vecteur qui oriente la direction des fils de chaîne, dans la mesure où (les fils de) la chaîne ondule(nt). Néanmoins, par convention de langage, on dit dans la suite que le vecteur \vec{x} indique la direction de (la) chaîne, sachant que l'on définit, plus loin, un autre repère, noté $R_{chaîne}^{loc}$, dédié spécifiquement à chaque fils de chaîne.

Dans le cas de l'application traitée, la couche 3 étant incluse dans la bande, les bases B_{ref} et B_{tissu} peuvent être confondues. Ainsi, les vecteurs \vec{X} et \vec{x} sont les mêmes, et indiquent ainsi que la direction de chaîne correspond au sens de défilement de la bande.

La coïncidence des bases du tissu et de la bande se prolonge évidemment lors de l'installation de la bande (donc du tissu) sur le convoyeur. Il suffit pour cela, d'étendre la définition du repère R_{tissu} à un repère local $R_{tissu}(M)$ et en écrivant que $R_{ref}(M) = R_{tissu}(M)$. Pour positionner la base $B_{tissu}(M)$ par rapport à la base B_0 , les 3 angles d'Euler usuels, ici notés $(\psi_{tissu}(M), \theta_{tissu}(M), \varphi_{tissu}(M))$, sont nécessaires. En raison de la coïncidence des bases $B_{ref}(M)$ et $B_{tissu}(M)$, on a : $\psi_{tissu}(M) = \psi_{ref}(M)$, $\theta_{tissu}(M) = \theta_{ref}(M)$, $\varphi_{tissu}(M) = \varphi_{ref}(M)$

Comme il a été mentionné auparavant, si on peut estimer que \vec{x} indique la direction de la chaîne, en revanche, du fait de l'ondulation des fils de chaîne, ce vecteur n'indique pas la direction locale de ces fils, isotrope transverse, en chaque point. Pour cette raison, un fil de

chaîne étant identifié, on définit un repère local pour ce fil (Fig. D.3). Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{chaîne}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{chaîne}^{loc}(M) = (\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{y}_{chaîne}^{loc}(M), \vec{z}_{chaîne}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{chaîne}^{loc}(M) = \vec{y}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{chaîne}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{x} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{chaîne}(M) = \widehat{(\vec{x}, \vec{x}_{chaîne}^{loc}(M))}$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne du fil, en M , avec la direction orientée par \vec{x} . Ainsi, les bases $B_{chaîne}^{loc}(M)$ et B_{tissu} sont orthonormées directes. Les angles d'Euler usuels ($\psi_{chaîne}(M), \theta_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M)$) qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{chaîne}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{chaîne}(M) = \frac{\pi}{2}, \theta_{chaîne}(M) = 2\pi - \alpha_{chaîne}(M), \varphi_{chaîne}(M) = \frac{3\pi}{2}$$

Comme pour les fils de chaîne, on construit un repère local pour chaque fil de trame (Fig. D.3). Ce repère est défini en chaque point M de sa ligne moyenne. On le note $R_{trame}^{loc}(M)$ et il a pour origine le point M . On note : $B_{trame}^{loc}(M) = (\vec{x}_{trame}^{loc}(M), \vec{y}_{trame}^{loc}(M), \vec{z}_{trame}^{loc}(M))$ sa base orthonormée directe. On choisit : $\vec{y}_{trame}^{loc}(M) = -\vec{x}$. Les autres vecteurs $\vec{x}_{trame}^{loc}(M)$ et $\vec{z}_{trame}^{loc}(M)$ se déduisent respectivement de \vec{y} et \vec{z} par une rotation, en M , d'angle $\alpha_{trame}(M) = \widehat{(\vec{y}, \vec{x}_{trame}^{loc}(M))}$. Cet angle est défini comme l'angle que fait la tangente à la ligne moyenne, en M avec la direction orientée par \vec{y} . Ainsi, les bases $B_{trame}^{loc}(M)$ et B_{tissu} sont orthonormées directes. Les angles d'Euler usuels ($\psi_{trame}(M), \theta_{trame}(M), \varphi_{trame}(M)$) qui permettent de mettre en coïncidence B_{tissu} et $B_{trame}^{loc}(M)$ sont :

$$\psi_{trame}(M) = 0, \theta_{trame}(M) = \alpha_{trame}(M), \varphi_{trame}(M) = \frac{\pi}{2}$$

On peut noter, qu'en raison de l'isotropie transverse supposée, en fait, seuls les vecteurs $\vec{x}_{chaîne}^{loc}(M)$ et $\vec{x}_{trame}^{loc}(M)$ sont importants. On peut également noter que les fils de trame n'ondulent pas, ce qui finalement permet d'écrire $\alpha_{trame}(M) = 0$ et ce qui permet finalement de constater que $B_{trame}^{loc}(M)$ s'obtient à partir de B_{tissu} par une rotation de $\frac{\pi}{2}$ autour de $\vec{Z}(M) = \vec{z}(M) = \vec{z}_{trame}^{loc}(M)$.

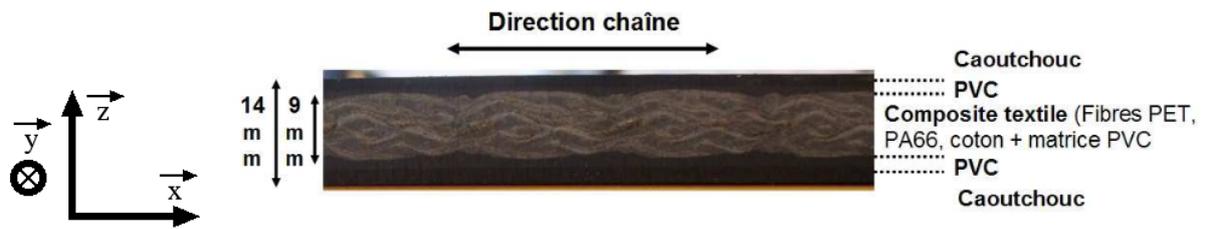
D.2 Influence de l'initialisation et de la réactualisation des repères locaux

On présente ici une comparaison entre plusieurs configurations de calculs se distinguant par le fait que les repères d'anisotropie des fils de chaîne (supposés isotrope transverse, dans leur repère d'anisotropie, $R_{chaîne}^{loc}(M)$), sont :

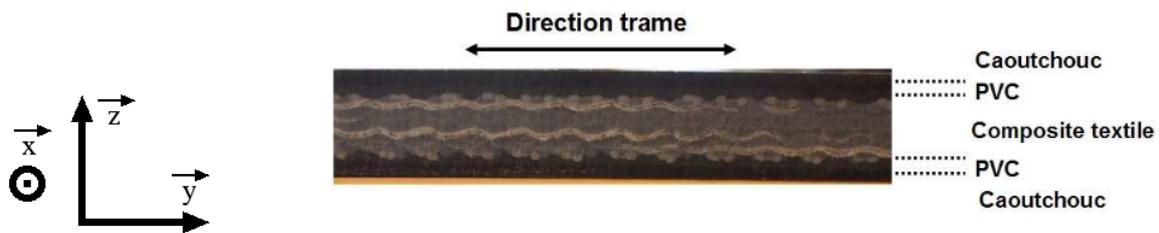
- identiques en tout point de leur ligne moyenne et égaux à R_{tissu} . Ce calcul n'est donc évidemment pas correct ;
- différents en tout point M de leur ligne moyenne et égaux à $R_{chaîne}^{loc}(M)$, la ligne moyenne étant la ligne moyenne prise de la configuration du fil au repos. Ce calcul est évidemment correct sauf si l'ondulation du fil change significativement au cours du calcul ;
- différents en tout point M de leur ligne moyenne et égaux à $R_{chaîne}^{loc}(M)$, la ligne moyenne étant la ligne moyenne prise de la configuration réactualisée du fil. Ce calcul est évidemment le plus correct car si l'ondulation du fil change significativement, le repère local suit les modifications de l'ondulation.

On présente ces comparaisons, pour deux tissus différents, sur la déformée d'un des fils du tissu :

- cas du tissu de l'étude (Fig. D.5, Fig. D.6) ;
- cas d'un tissu proche d'un taffetas (Fig. D.7, Fig. D.8).



(a) Coupe longitudinale de la bande (sens chaîne).



(b) Coupe transversale de la bande (sens trame).

FIGURE D.1 – Bande transporteuse étudiée et son repère.

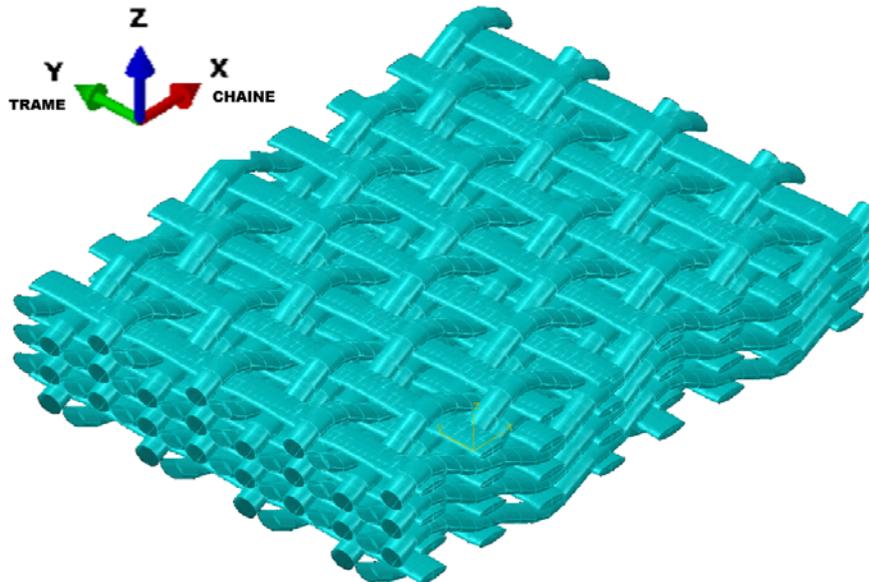
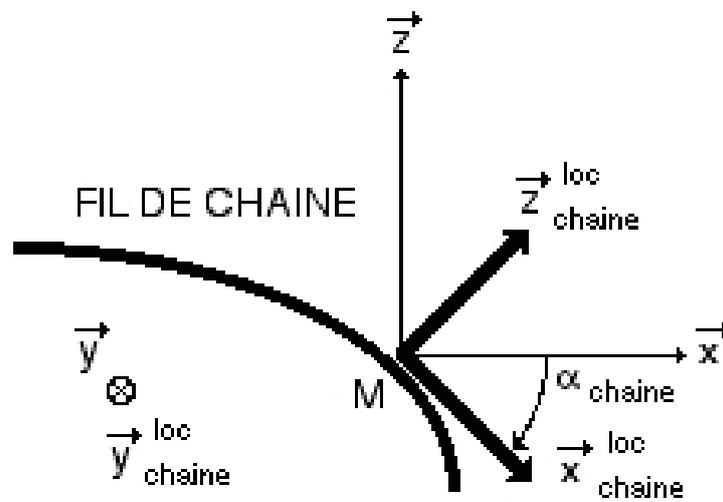


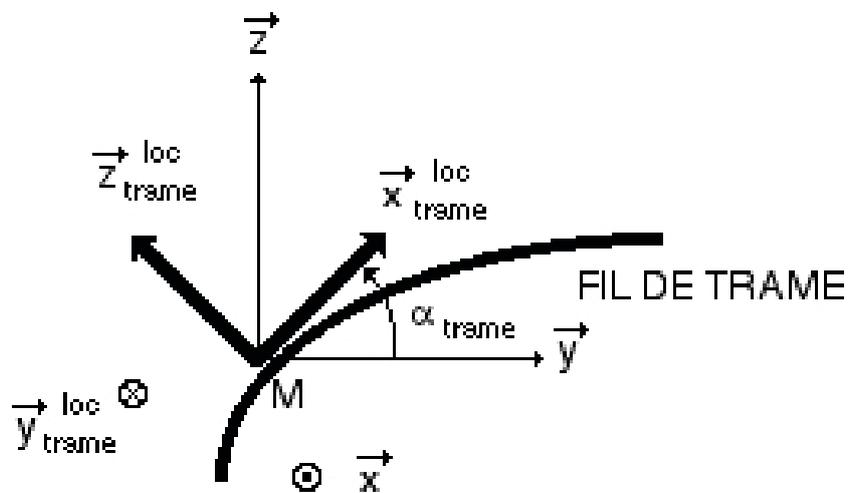
FIGURE D.2 – Tissu (couche 3) de la bande et son repère local.

Repère local	Rigidité homogénéisée sens chaîne (MPa)
R_{tissu}	929
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation sans réactualisation	1060
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 3 réactualisations	1064

TABLE D.1 – Influence du repère local sur les propriétés macroscopiques.



(a) Repère local des fils de chaîne.



(b) Repère local des fils de trame.

FIGURE D.3 – Repères locaux des fils positionnés par rapport au repère local du tissu.

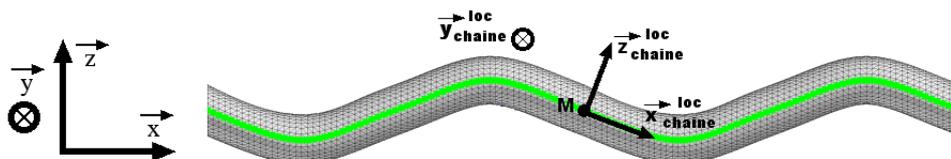


FIGURE D.4 – Repère local en chaque point de la ligne moyenne d'un fil (de chaîne).

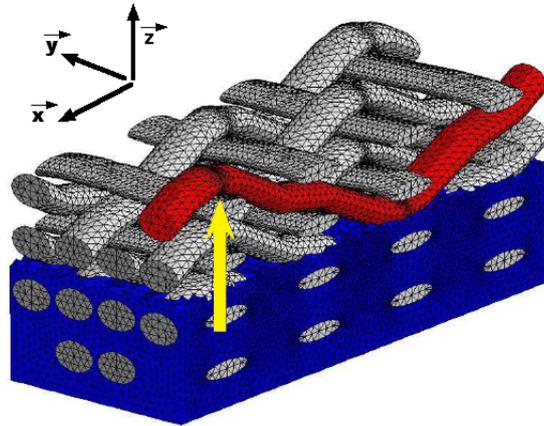


FIGURE D.5 – Fil de chaîne analysé (indiqué en couleur rouge).

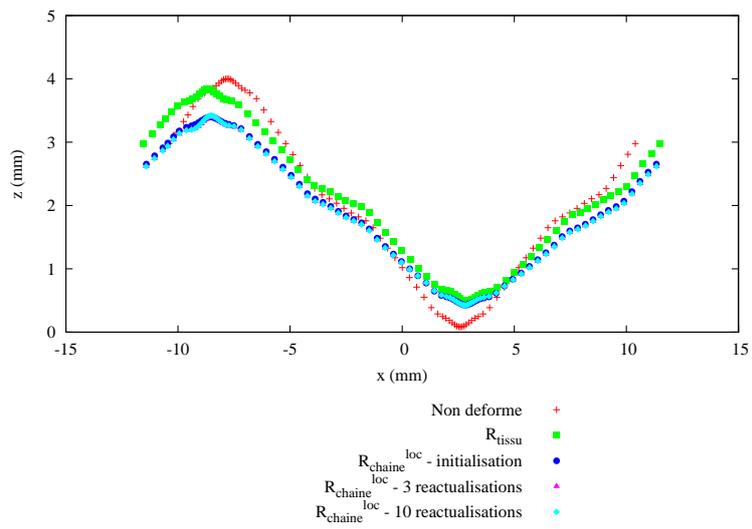


FIGURE D.6 – Comparaison de calculs avec des repères locaux différents pour les fils de chaîne.

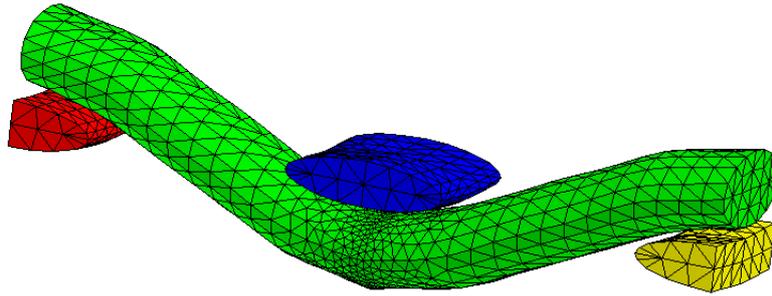


FIGURE D.7 – Fil de chaîne analysé (indiqué en couleur verte).

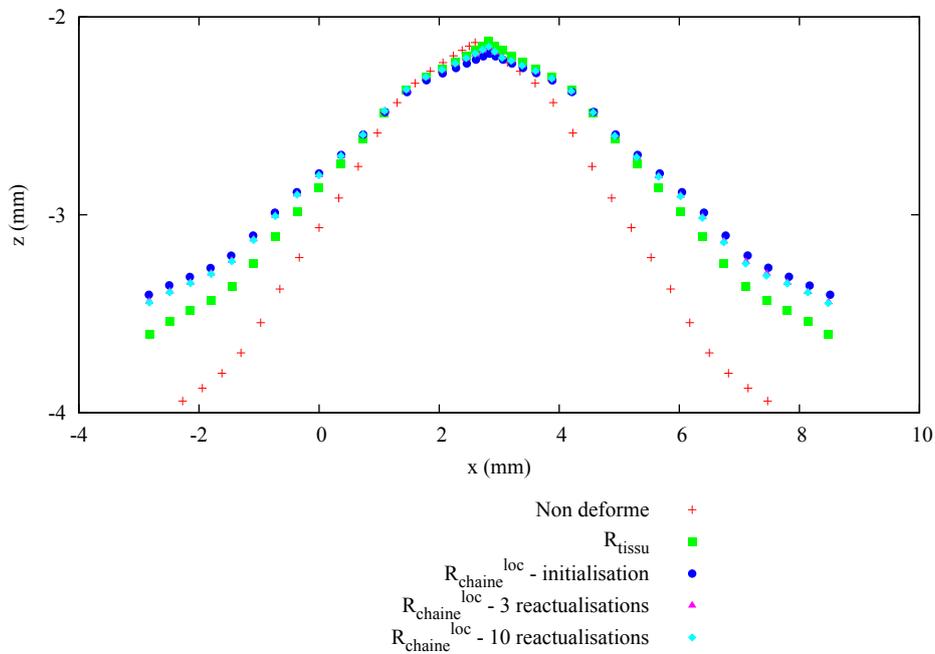


FIGURE D.8 – Comparaison de calculs avec des repères locaux différents pour les fils de chaîne.

Repère local	Rigidité homogénéisée sens chaîne (MPa)
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation sans réactualisation	1130
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 2 réactualisations	1136
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 3 réactualisations	1142
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 5 réactualisations	1146
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 7 réactualisations	1149
$R_{chaîne}^{loc}(M)$ / initialisation et 10 réactualisations	1149

TABLE D.2 – Influence du repère local sur les propriétés macroscopiques.

Bibliographie

- [1] S. Adanur and T. Liao. 3d modeling of textile composite preforms. *Composite Part B : Engineering*, 29(6) :787–793, 1998.
- [2] M. Anahara, Y. Yasui, M. Sudoh, and M. Nishitani. *Three Dimensional Fabric with Symmetrically Arranged Warp and Bias Yarn Layers*. Patent No. USP 5 270 094, 1993.
- [3] A.S.Ognedal. *Large-Deformation Behaviour of Thermoplastics at Various Stress States*. Thesis for the degree of Philosophiae Doctor, Norwegian University of Science and Technology, 2012.
- [4] A.S.Ognedal, T. Seelig, M. Helbig, P. Hempel, T. Berstad, O.S. Hopperstad, and A.H. Clausen. Experimental and micromechanical study of void growth in a mineral filled pvc. *Proceedings of 15th International Conference on Deformation, Yield and Fracture of Polymers (DYFP 2012)*, 2012.
- [5] P. Badel. *Analyse mésoscopique du comportement mécanique des renforts tissés de composites utilisant la tomographie aux rayons X*. Thèse de doctorat LaMCos, INSA de Lyon, 2008.
- [6] F. Beremin. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. *Metal. Trans*, 14A :2277–2287, 1983.
- [7] S. Blassiau. *Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d'un composite unidirectionnel carbone/époxy et prédiction de durée de vie : contrôle et qualification de réservoirs bobinés*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 2005.
- [8] S. Blassiau, A. Thionnet, and A. Bunsell. Micromechanisms of load transfert in a unidirectional carbon-fibre epoxy composite due to fibre failures. part 1 : Micromechanisms and 3d analysis of load transfert, the elastic case. *Composite Structures*, 74 :303–318, 2006.
- [9] S. Blassiau, A. Thionnet, and A. Bunsell. Micromechanisms of load transfert in a unidirectional carbon-fibre epoxy composite due to fibre failures. part 2 : Influence of viscoelastic and plastic matrices on the mechanism of load transfert. *Composite Structures*, 74 :319–331, 2006.
- [10] S. Blassiau, A. Thionnet, and A. Bunsell. Damage accumulation processes and life prediction in unidirectional composites. *Proceedings of the Royal Society (A)*, 463 :1135–1152, 2007.
- [11] S. Blassiau, A. Thionnet, and A. Bunsell. Micromechanisms of load transfert in a unidirectional carbon-fibre epoxy composite due to fibre failures. part 3 : multiscale reconstruction of composite behaviour. *Composite Structures*, 83 :312–323, 2008.
- [12] S. Blassiau, A. Thionnet, and A. Bunsell. Three-dimensional analysis of load transfer micromechanisms in fibre/matrix composites. *Composites Science and Technology*, 69 :33–39, 2009.
- [13] G. Boisot, L. Laiarinandrasana, J. Besson, C. Fond, and G. Hochstetter. Experimental investigations and modeling of volume change induced by void growth in polyamide 11. *International Journal of Solids and Structures*, 48 :2642–2654, 2011.

- [14] N. Carrere, F. Laurin, and J.-F. Maire. Micromechanical-based hybrid mesoscopic 3d approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures. *Journal of Composite Materials*, 46(19-20) :2389–2415, 2012.
- [15] N. Carrere, F. Laurin, and J.-F. Maire. Micromechanical-based hybrid mesoscopic three-dimensional approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures - part b : Comparison with experimental data. *Journal of Composite Materials*, 47(6-7) :743–762, 2013.
- [16] H. Cayzac, L. Laiarinandrasana, and S. Joannés. Experimental investigation and finite element modeling of microstructural composite material. *Proceeding of European Conference on Composite Materials, Venice*, 2012.
- [17] H. Cayzac, K. Sai, and L. Laiarinandrasana. Damage based constitutive relationships in semi-crystalline polymer by using multi-mechanisms model. *International Journal of Plasticity*, 51 :47–64, 2013.
- [18] Y.C. d’Escatha, J.C. Devaux, J.L. Bernard, and A. Pelissier-Tanon. A criterion for analysing fatigue crack initiation in geometrical singularities. *IMechE*, 1980.
- [19] D. Durville. Prise en compte du contact-frottement au sein d’une assemblée à grand nombre de fibres pour l’identification des propriétés mécaniques de structures textiles. *Huitième colloque national en Calcul des Structures, Giens, France*, 2007.
- [20] F. Feyel. A multilevel finite element method (fe2) to describe the response of highly non-linear structures using generalized continua. *Computer Methods in applied Mechanics and engineering*, 192 :3233–3244, 2003.
- [21] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui. *Comportement Mécanique Des Matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact*. HERMES, 1993.
- [22] B. Hagege. *Simulation du comportement mécanique des milieux fibreux en grandes transformations : application aux renforts tricotés*. Thèse de doctorat de l’Ecole Nationale Supérieure d’Arts et Métiers, 2004.
- [23] J.W.S. Hearle and X. Chen. 3d woven preforms and properties for textile composites. *17th international conference on composite materials, Edinburg, Scotland*, page D1.13, 2009.
- [24] N. Khokar. 3d-weaving : Theory and practice. *Journal of the Textile Institute*, 92(1) :193–207, 2001.
- [25] L. Laiarinandrasana, J. Besson, M. Lafarge, and G. Hochstetter. Temperature dependent mechanical behaviour of pvdf : Experiments and numerical modelling. *International Journal of Plasticity*, 25 :1301–1324, 2009.
- [26] K. Layouni. *Comportement et fatigue multiaxiale d’un élastomère chargé (NR-CB)*. Thèse de doctorat de l’Ecole des Mines de Paris, 2004.
- [27] S. Lomov, D. Ivanov, I. Verpoest, M. Zako, H. Nakai, and S. Hiroswawa. Meso-fe modeling of textile composites : Road map, data flow and algorithms. *Composites Science and Technology*, 67 :1870–1891, 2007.
- [28] F. Léné. *Contribution à l’étude des matériaux composites et de leur endommagement*. Thèse d’état, Université Paris VI, 1984.
- [29] A. Marcellan. *Microstructures, micromécanismes et comportement à rupture de fibres PA66*. Thèse de doctorat de l’Ecole des Mines de Paris, 2003.
- [30] T.J. Massart, B.C.N. Mercatoris, P. Berke, and B. Piezel. Computational fe2 scheme for heterogeneous shell structures. *Proceeding International Conference on Computer Methods in Mechanics (CMM2011), Warsaw, Poland*, 2011.

-
- [31] T.J. Massart, B.C.N. Mercatoris, P. Berke, B. Piezel, L. Laiarinandrasana, and A. Thionnet. Multi-scale modelling of heterogeneous shell structures. *Computer Assisted Mechanics and Engineering Sciences*, 18 :53–71, 2011.
- [32] V. Miri, O. Persyn, J.-M. Lefebvre, and R. Seguela. Effect of water absorption on the plastic deformation behavior of nylon 6. *European Polymer Journal*, 45 :757–762, 2009.
- [33] D. Moulin, B. Drubay, and D. Acker. A practical method based on stress evaluation to predict initiation of crack under creep and creep-fatigue conditions. *Pressure Vessel Fracture, Fatigue and Life Management*, 233 :19–25, ASME 1992.
- [34] D. Moulin, B. Drubay, D. Acker, and L. Laiarinandrasana. A practical method based on stress evaluation to predict initiation of crack under creep and creep-fatigue conditions. *Journal Of Pressure Vessel Technology*, 117 :335–340, 1995.
- [35] B. Piezel. *Comportement et analyse multiéchelle d'un composite à renfort tissé tridimensionnel*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 2010.
- [36] B. Piezel, B.C.N. Mercatoris, T.J. Massart, W. Trabelsi, L. Laiarinandrasana, and A. Thionnet. Bending effect on the risk for delamination at the reinforcement/matrix interface of a 3d woven fabric composite using a shell-like rve. *Composite Structures*, 94 :2342–2357, 2012.
- [37] A. Robisson. *Comportement visco-hyperélastique endommageable d'élastomères (SBR et PU) : prévision de la durée de vie en fatigue*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 2000.
- [38] F. Scardino. An introduction to textile structures and their behavior. *Textile Structural Composites, Composite Material Series, Elsevier*, 3 :1–26, 1989.
- [39] A. E. Scott, M. Mavrogordato, P. Wright, I. Sinclair, and S. M. Spearing. In situ fibre fracture measurement in carbon epoxy laminates using high resolution computed tomography. *Compos. Sci. Technol*, 71 :1471–1477, 2011.
- [40] F. Stig. *3D-woven Reinforcement in Composites*. KTH Engineering Sciences, 2012.
- [41] P. Suquet. *Plasticité et homogénéisation*. Thèse d'état, Université Paris VI, 1982.
- [42] B. Tanguy. *Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [43] K. Tsai. Fatigue behavior of 3d multi-layer angle interlock woven composite plates. *Composites Science and Technology*, 60(2) :241–248, 2000.

Approches multiéchelles d'expérimentation et de modélisation pour prédire la rupture d'un composite textile. Critère de classement des architectures tissées.

Résumé : Cette thèse s'inscrit dans le cadre d'un projet global de collaboration avec le groupe Cobra Europe. La motivation principale est de comprendre et de modéliser les mécanismes physiques de dégradations et de rupture d'un tissu préalablement conçu pour répondre à un cahier des charges identifié. Ce travail poursuit alors les acquis de la thèse de Piezel en s'intéressant aux mécanismes de dégradation conduisant à la ruine d'un tissu et en introduisant des grandeurs susceptibles d'être une aide à leur conception. Un travail d'investigation expérimentale multi-échelle sur tissus vierge et endommagé est d'abord mis en œuvre afin d'analyser et de caractériser les phénomènes de dégradation qui peuvent y apparaître. Les essais mécaniques de traction résiduelle (avec ou sans cyclage préalable) sont réalisés sur bande (échelle macroscopique) pour déceler une chute de la contrainte à rupture. Les observations par tomographie très haute résolution permettent d'accéder au cœur même des constituants du tissu (échelle mésoscopique). Elles ont révélé la cause principale de la ruine d'un tissu : la rupture des fils de chaîne, avec des informations telles que sa localisation ainsi que l'orientation de la normale à la surface de rupture. Un travail de modélisation multi-échelle est ensuite mené sur le tissu afin de rendre compte des mécanismes de dégradation observés au préalable. Sous des sollicitations macroscopiques représentatives des conditions de service avec lesquelles le tissu considéré est utilisé (traction/flexion), la cellule périodique du Volume Élémentaire Représentatif est investiguée. Notamment une analyse très complète de l'état de contraintes (hétérogénéité, gradient, triaxialité, orientation préférentielle) est faite dans les fils de renfort. De cela, des grandeurs jugées pertinentes pour analyser n'importe quel tissu sont identifiées. Ces grandeurs sont en accord avec les observations expérimentales. Elles ont permis finalement de comprendre et d'expliquer le processus de ruine du tissu. Egalement, avec l'expérience acquise tout au long de ce travail, ces mêmes grandeurs ont été utilisées en vue d'effectuer le classement de deux types d'architectures tissées. Ceci ouvre la voie pour la troisième thèse qui systématisera et affinera la démarche.

Mots clés : Composite tissé. Approche multi-échelle. Expérimentation. Modélisation.

Multiscale experimental and modelling approaches to predict the failure of a textile composite. Criteria for classification of woven fabrics.

Abstract : This PhD work is part of global collaboration project with Cobra Europe company. The main motivation is to better understand in order to model the physical degradation mechanisms of woven composite with a well specified design. The present work takes benefit of the results issued from Piezel thesis. It aims at investigating the mechanisms of degradation leading to the failure of woven fabrics but also at introducing relevant parameters dedicated to their design. A multiscale experimental investigation on virgin and degraded samples of fabric is first carried out in order to analyze and characterize the damage phenomena observed within these samples. Tensile tests (with or without pre-cycling) were performed on the composite material (at the macroscopic scale) to detect a decrease in the stress at failure. Tomographic inspections with high resolution allowed for observations inside the constituents of the fabrics (mesoscopic scale) Thus, the main origin of the failure of the fabric was revealed : the warp yarn break with its localisation and information about the orientation of the normal to the fracture surfaces. A multiscale modeling was then performed, motivated by the degradation mechanisms observed previously. Under macroscopic loading representative of in service solicitation applied to the present woven fabric (tension/bending), the periodic cell of the Representative Volume Element was investigated. Namely, a complete analysis of the stress state (heterogeneity, gradient, triaxiality, orientation) is carried out within the reinforcing yarns. It turns out that relevant parameters able to analyze any woven fabric were identified. Their characteristics were in good agreement with the experimental evidences. Furthermore, they allowed for a better understanding of the failure process of the fabric. With the experience acquired during the present work, these parameters were utilized to classify two specific woven architectures. This opens the perspective of a third thesis dedicated to refine and render systematic the present approach.

Keywords : Textile composite. Multiscale approach. Experimental. Modelling.

