



**HAL**  
open science

# Analyse expérimentale et numérique de la fabrication de pièces composites par le procédé RTM

Romain Agogué

► **To cite this version:**

Romain Agogué. Analyse expérimentale et numérique de la fabrication de pièces composites par le procédé RTM. Autre. Université d'Orléans, 2011. Français. NNT : 2011ORLE2006 . tel-00628046

**HAL Id: tel-00628046**

**<https://theses.hal.science/tel-00628046v1>**

Submitted on 30 Sep 2011

**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.



UNIVERSITÉ D'ORLÉANS



*ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES ET TECHNOLOGIES*

INSTITUT PRISME - MMH

**THÈSE** présentée par : **Romain AGOGUÉ**

soutenue le : **17 février 2011**

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

Discipline/ Spécialité : **Génie Mécanique**

**Analyse expérimentale et numérique de la fabrication  
de pièces composites par le procédé RTM**

**THÈSE dirigée par :**

**Damien SOULAT**  
**Pierre OUAGNE**

Maître de conférences HDR, Université d'Orléans  
Maître de conférences, Université d'Orléans

**RAPPORTEURS :**

**Christophe BINETRUY**  
**Francisco CHINESTA**

Professeur, École des Mines de Douai  
Professeur, École Centrale de Nantes

**JURY :**

**Christophe BINETRUY**  
**Francisco CHINESTA**  
**Joel BREARD**  
**Chung Hae PARK**  
**Didier ZANELLI**  
**Boujema IZRAR**  
**Damien SOULAT**  
**Pierre OUAGNE**

Professeur des Universités, Rapporteur  
Professeur des Universités, Rapporteur  
Professeur des Universités, Examineur  
MC, Examineur  
Ingénieur, Examineur  
Professeur des Universités, Examineur  
MC-HDR, Directeur de thèse  
MC, Co-encadrant de la thèse



# Table des matières

<b>1</b>	<b>Contexte de l'étude</b>	<b>7</b>
1.1	Projet ANR LCM3M . . . . .	7
1.2	Contexte industriel . . . . .	9
<b>2</b>	<b>La phase de dépose</b>	<b>12</b>
2.1	Description de la préforme . . . . .	13
2.1.1	Présentation de la gaine . . . . .	13
2.1.2	Présentation de la préforme . . . . .	14
2.1.3	Paramètres mis en jeu . . . . .	15
2.2	État de l'art sur la déformation des renforts secs . . . . .	17
2.2.1	Cisaillement . . . . .	17
2.2.2	Tension dans le plan du renfort . . . . .	19
2.2.3	Glissement pli/pli ou pli/outil . . . . .	19
2.2.4	Flexion des plis . . . . .	20
2.2.5	Compaction . . . . .	20
2.2.6	Bilan pour notre application . . . . .	21
2.3	Simulation du préformage . . . . .	23
2.3.1	Présentation générale de <i>modeleVf</i> . . . . .	23
2.3.2	<i>modeleVf</i> . . . . .	24
2.4	Application de <i>modeleVf</i> : maximisation de la fraction volumique de fibres moyenne . . . . .	38
2.4.1	Prise en compte de l'angle de blocage dans <i>modeleVf</i> . . . . .	39
2.4.2	Étude paramétrique en fonction des paramètres de préformage . . . . .	40
2.4.3	Optimisation . . . . .	42
2.4.4	Simplification du modèle . . . . .	43

2.5	Illustration de l'influence du préformage sur l'écoulement de résine . . . .	49
2.6	Conclusions / perspectives . . . . .	50
<b>3</b>	<b>Analyse de l'écoulement de la résine</b>	<b>52</b>
3.1	Analyse de l'injection . . . . .	52
3.1.1	Généralités sur l'injection de protections thermiques . . . . .	53
3.1.2	La gravité a-t-elle une influence sur l'écoulement de résine? . . . .	55
3.1.3	Liste des paramètres associés à l'étape d'injection . . . . .	56
3.2	La phase d'injection : un problème multi-échelle . . . . .	57
3.2.1	Écoulement de résine à l'échelle microscopique . . . . .	57
3.2.2	De Stokes à Darcy . . . . .	59
3.2.3	Écoulement de résine à l'échelle mésoscopique . . . . .	60
3.2.4	Écoulement de résine à l'échelle macroscopique . . . . .	64
3.2.5	Résolution numérique de l'écoulement macroscopique . . . . .	66
3.3	Caractérisation de la perméabilité . . . . .	70
3.3.1	Qu'est ce que la perméabilité? . . . . .	70
3.3.2	Les facteurs influant sur la perméabilité . . . . .	72
3.3.3	Mesures de perméabilité pour la gaine de carbone . . . . .	78
3.4	Simulation de la phase d'injection . . . . .	90
3.4.1	Présentation de la chaîne de simulation . . . . .	91
3.4.2	Comparaison expérimental / simulation . . . . .	97
3.4.3	Études paramétriques . . . . .	112
3.5	Identification de la perméabilité par un calcul Stokes-Brinkman sur des images de tomographie à rayons X . . . . .	122
3.5.1	Présentation de la chaîne envisagée . . . . .	122
3.5.2	Influence de la fraction volumique de mèches sur le tenseur de perméabilité . . . . .	124
3.5.3	Synthèse de cette approche . . . . .	126
3.6	Conclusion . . . . .	126
<b>4</b>	<b>Analyse des défauts</b>	<b>128</b>
4.1	Bibliographie sur les défauts et les moyens disponibles pour les contrôler	128
4.1.1	La porosité . . . . .	129

## TABLE DES MATIÈRES

---

4.1.2	Déplacement des plis . . . . .	133
4.1.3	Bibliographie sur la caractérisation des porosités . . . . .	134
4.2	Description du banc d'injection RTM et des mesures réalisées pendant l'écoulement . . . . .	138
4.2.1	Le système d'injection . . . . .	139
4.2.2	Les moules . . . . .	141
4.2.3	Le système d'acquisition/régulation . . . . .	144
4.2.4	Mesures pendant l'injection . . . . .	146
4.3	Études expérimentales . . . . .	152
4.3.1	Influence des paramètres procédés de la phase d'injection sur la porosité des pièces . . . . .	153
4.3.2	Influence des paramètres procédés sur le déplacement des plis . . . . .	162
4.3.3	Homogénéité de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube . . . . .	170
4.4	Optimisation de la phase d'injection du procédé . . . . .	174
4.4.1	Injection radiale . . . . .	175
4.4.2	Injection par des rainures dans le moule . . . . .	180
4.5	Conclusions / perspectives . . . . .	190
<b>5</b>	<b>Conclusions / perspectives</b>	<b>191</b>

## Remerciements

Dans un premier temps, je tiens à remercier le conseil général du Loiret, la société Roxel et l'ANR pour avoir financé cette étude.

Mes remerciements vont à Damien Soulat, Pierre Ouagne pour avoir respectivement dirigé et encadré cette thèse. Je tiens à remercier Jean Launay, sans qui ce travail n'aurait pas eu la même envergure sur le plan expérimental. Je tiens à remercier Gilles pour les discussions intéressantes et pour son œil critique.

Je tiens à remercier MM. Chinesta et Binetruy de m'avoir fait l'honneur d'accepter d'être rapporteurs de ce travail et de l'intérêt qu'ils y ont porté. J'aimerais particulièrement remercier MM. Bréard, Park, Zanelli et Izrar pour avoir accepté d'être les membres de mon jury.

Je tiens à remercier les membres de la société Roxel, en particulier Jean-Marie Rozière, Mathilde Thibierge, Antoine Quenard et Didier Zanelli. Merci pour votre aide et votre réactivité.

Je remercie très chaleureusement les membres du LOMC de l'université du Havre pour m'avoir accueilli pendant plusieurs semaines pour la prise en main des codes de calcul et la caractérisation de nos renforts.

Toum, Frédéric, Alain et Yannick, merci pour votre assistance technique. Vous m'avez apporté des conseils et j'ai beaucoup appris de vous. Je tiens à vous en remercier. Merci à vous pour votre disponibilité et votre sympathie. Je remercie aussi Manu pour avoir réfléchi avec moi à la conception du banc d'injection.

Enfin, j'ai une pensée particulière pour mes chers collègues doctorants qui m'ont accompagné pendant ces trois années de thèse (Aurélie, Romain, Olivier, Jérôme, Dou-dou, Audrey, Matthieu, Julien, Aristide, Manu). En particulier, un « *big up* » à Aurélie. Courage, la fin approche !

Ce travail n'aurait pas été le même sans les petites mains qui ont contribué sa concrétisation. Merci à vous.

Merci à celles et ceux que j'aurais oubliés...

# Chapitre 1

## Contexte de l'étude

Cette thèse s'intéresse à la fabrication de pièces composites par le procédé Resin Transfert Molding (ou RTM), appliquée à des tubes de protection thermiques. Dans un premier temps, nous présentons le cadre dans lequel s'inscrit cette étude. Cette s'est effectuée au Laboratoire PRISME de l'université d'Orléans (EA 4229).

### 1.1 Projet ANR LCM3M

Cette étude s'inscrit dans le cadre du projet dénommé LCM3M : « Procédés Liquid Composite Molding (LCM) nouveaux, Analyse multi-échelles » financé par l'ANR. Ce projet rassemble des partenaires universitaires (Université d'Orléans, Mines de Paris, INSA Lyon, Université du Havre) ainsi que des partenaires industriels (Hexcel, EADS IW, Snecma, Roxel, l'ONERA, Tensyl).

Le programme LCM3M est dédié aux procédés de fabrication de la famille LCM, de plus en plus utilisés pour la production de pièces composites. Ils offrent de nombreux avantages relativement à la réduction des émanations de solvants, par le fait qu'ils s'effectuent en moules fermés. La qualité des pièces obtenues, la répétitivité de ces procédés et le fait que les taux de production puissent être augmentés par automatisation [1] expliquent cet engouement, industriel et dans la littérature.

Ces procédés appartiennent aux technologies dites de « moule fermé » pour lesquelles, lors de la mise en œuvre, le renfort fibreux est placé dans la cavité d'un moule qui demeure fermé jusqu'à l'obtention du composite rigidifié [2, 3, 4]. Cette famille LCM inclue de nombreux procédés [5] dont le procédé RTM est l'un des plus utilisés.

Le procédé RTM se décompose en trois étapes (Figure 1.1). La première est associée à la mise en place du renfort dans le moule, la seconde consiste à injection une résine au travers de la préforme. La dernière étape est une étape de polymérisation de la



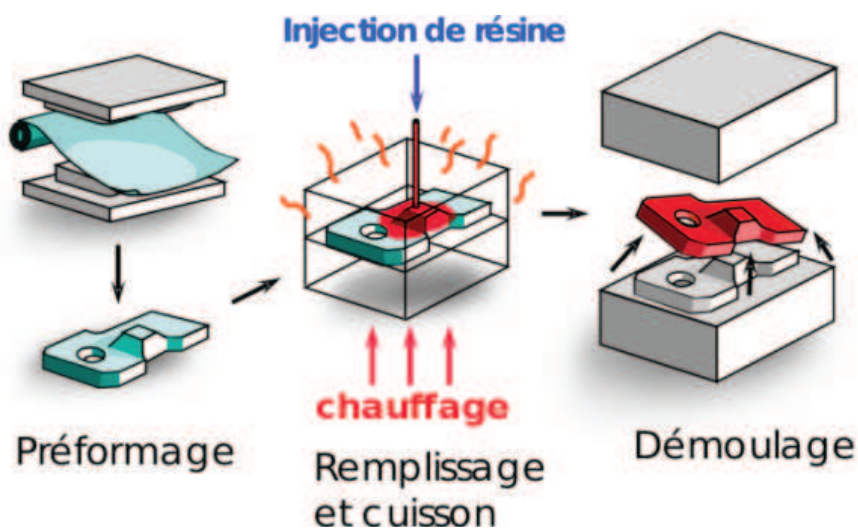


FIGURE 1.1: Les différentes étapes du procédé RTM

résine. Le procédé RTM a l'avantage d'avoir des étapes dissociées mais séquentielles. La dissociation permet l'étude des phases indépendamment les unes des autres. Toutefois, la succession d'étapes fait que les étapes en amont influent sur les étapes en aval.

Malgré l'engouement de cette famille de procédés, il reste un certain nombre de verrous technologiques et scientifiques. Parmi ces verrous, nous pouvons citer ceux que le programme LCM3M tente de résoudre :

- La description physique des couplages hydro-mécaniques et thermo - physico - chimique qui se produisent au cours du procédé
- La validation des modèles multi-échelles et multi-physiques proposés avec une simulation numérique comparée à des essais sur des pilotes de laboratoire.

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du programme LCM3M que nous venons de décrire. Dans le cadre plus spécifique de l'étape d'imprégnation, nous tentons de répondre à cet objectif, pour une application spécifique par le biais de l'étude de l'influence de la phase de dépose, visant à déformer le renfort, sur la phase d'injection. L'approche multiéchelle sera abordée au travers des outils mis en place. Ces outils sont le pilote de laboratoire assurant l'imprégnation à l'échelle macroscopique et par le développement de modèles analytiques et de simulations à l'échelle mésoscopique et macroscopique.

Une collaboration étroite est ainsi menée avec l'université du Havre pour le développement des logiciels de simulation et avec la société Roxel, qui nous donne accès à son matériel d'essais. De même, l'ONERA a contribué à ces travaux par la mise à disposition de codes de calculs.

Notons que cette étude est financée par le Conseil Général du Loiret, dans le cadre de sa politique en faveur de la recherche, de l'innovation et du transfert de technologie, ainsi que par la société Roxel.

## 1.2 Contexte industriel

Le support de cette étude est une pièce industrielle, une protection thermique en forme de tube, produite par la société Roxel. L'objectif industriel de cette étude est d'étudier la faisabilité du procédé RTM pour la fabrication de ces protections thermiques.

En effet, au cours de leur utilisation, ces tubes vont subir l'effet de gaz chauds et sous pression en leur centre et ont pour objet d'isoler thermiquement les composants se trouvant autour du tube. Les gaz provoquent des contraintes thermiques et mécaniques sur la pièce. Le tube assure l'isolation thermique et la tenue mécanique est assurée par une enveloppe métallique<sup>1</sup> positionnée autour de la protection thermique. Néanmoins, la protection thermique étant directement en contact avec les gaz, elle subit directement la contrainte thermo-mécanique qu'ils imposent. Il faut donc que la pièce ait des propriétés mécaniques suffisantes pour assurer son intégrité pendant l'utilisation.

Aujourd'hui, ces protections thermiques sont fabriquées par enroulement de bandes pré-imprégnées. L'enroulement de bandes génère une émission importante de composants organiques volatils nuisibles à la santé des opérateurs et à l'environnement lors de la fabrication. De plus, les cadences de production de ces pièces sont faibles et les pré-imprégnés, périssables, sont mal adaptés à cette application. Pour ces raisons, la société Roxel prospecte un nouveau procédé de fabrication de ses protections thermiques. Le procédé retenu est le procédé Resin Transfert Molding (ou RTM).

Cette étude se focalise sur l'étude du procédé RTM pour la fabrication du composite « brut ». À partir du composite « brut » obtenu, l'intérieur, l'extérieur et les deux extrémités du tube sont usinées pour obtenir la pièce finale<sup>2</sup>. Ce composite brut a un diamètre extérieur de 54 mm et fait environ 300 mm de long. La protection thermique après usinage est présentée en rouge sur la figure 1.2. La principale difficulté associée à cette étude est que le tube est épais (8,5 mm d'épaisseur) et que les plis constituant le composite sont inclinés par rapport à l'axe du tube. La fraction volumique de fibres est de 40%.

---

<sup>1</sup>Non traitée dans le cadre de cette étude

<sup>2</sup>Non traité dans le cadre de cette étude

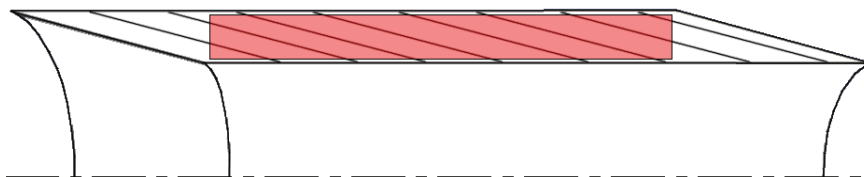


FIGURE 1.2: Composite brut et de la protection thermique après usinage (en rouge)

Phase du procédé	Défaut	Source
Dépose	- Déplacement du renfort lors de la fermeture	[7]
	- Préformage hétérogène	[7]
Injection	- Déplacement des plis à l'injection	[7]
	- Présence de porosités résiduelles	[6] et [7]
	- Fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur après injection	[8]
Polymérisation	- Polymérisation trop rapide (carbonisation)	[7]
	- Pièce non polymérisée	[8]

TABLEAU 1.1: Liste des défauts observés sur les tubes au cours des études préliminaires

De plus, le cahier des charges de la pièce mentionne que la taille des porosités ne doit pas dépasser 1 mm de diamètre et que la fraction volumique de fibre doit être constante sur la hauteur du tube ( $\pm 5\%$ ).

Cette thèse fait suite à différentes études préliminaires, abordées dans le cadre de stages, sur la faisabilité du procédé RTM sur des formes planes (plaques) et axisymétriques [6, 7, 8]. Ces études ont montré des défauts de nature différente. Ces défauts ont été regroupés suivant la phase du procédé (dépose, injection, polymérisation) qui leur a donné naissance (Tableau 1.1).

Cette thèse s'intéresse à la phase d'injection du procédé RTM. Seuls les défauts relatifs à la phase d'injection vont être étudiés dans les chapitres qui vont suivre. Nous nous proposons d'étudier la porosité, le déplacement des renforts et la fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur du tube. La fraction volumique de fibres est mesurée à l'issue de la phase de polymérisation. Une variation supérieure à la tolérance est observée pour ces études préliminaires et la phase qui leur a donné naissance n'est pas clairement établie. Nous aurions naturellement une tendance à incriminer la phase de préformage. Néanmoins, il est possible que la phase d'injection soit responsable de cette hétérogénéité, notamment au travers du déplacement des plis. Par conséquent, l'hétérogénéité de la fraction volumique de fibres est également étudiée

dans cette thèse. L'étude de la phase de cuisson, présente dans le procédé industriel avec les constituants utilisés, est traitée ailleurs. Pour s'affranchir des problèmes de polymérisation, ces travaux utilisent une résine polyester qui a l'avantage de polymériser à la température ambiante.

Dans le cadre de cette thèse, nous nous fixons le double objectif de répondre à la problématique industrielle relative à la faisabilité du procédé RTM pour la fabrication de protections thermiques et de répondre aux attentes du projet LCM3M sur les aspects multi-physiques et multi-échelles. Ce manuscrit est découpé en 3 chapitres.

La phase de préformage fait l'objet d'une autre thèse dont les problématiques sont la compréhension et la maîtrise de l'état de déformation à l'issue de l'étape de préformage. Les travaux sur la phase de préformage ont aussi pour but d'aller vers l'automatisation du procédé. Pour l'instant le préformage est réalisé manuellement. Néanmoins, la phase de préformage étant une phase en amont de la phase d'injection, elle a une influence sur la phase d'injection. Au cours de cette thèse, nous regardons l'influence du préformage sur la phase d'injection, y compris l'influence des défauts de préformage. L'étude de cette étape est traitée par le biais l'analyse de la déformation des renforts 2D et par la mise en œuvre d'un modèle prédictif pour l'estimation de la fraction volumique de fibres. Cet aspect fait l'objet du **chapitre 2** de ce manuscrit.

L'étude des défauts liés à la phase d'injection nécessite une bonne compréhension de l'écoulement de la résine au travers de la préforme qui est traitée au **chapitre 3**. Cette étude repose sur des simulations que nous présentons dans ce chapitre. L'écoulement de résine étant largement dépendant de l'état de préformage, l'influence de l'état de préformage est étudiée par des simulations. La corrélation des simulations avec les données expérimentales est aussi regardée.

L'étude de la faisabilité passe par la compréhension des phénomènes relatifs à la génération des défauts et la recherche de nouvelles solutions pour les éliminer. Nous verrons au **chapitre 4** que les déplacements de plis à l'injection résultent d'un problème hydro-mécanique (fluide / structure). Nous verrons aussi que la génération des bulles, qui deviendront des porosités, résulte d'un écoulement multi-échelle au sein de la préforme. L'analyse des défauts conduite au chapitre 4 nous permet donc de répondre au double objectif du programme LCM3M et de la société Roxel. Cet aspect est essentiellement expérimental et repose sur le banc d'injection que nous avons développé, avec les procédures d'analyse des pièces que nous avons mis en œuvre.

# Chapitre 2

## La phase de dépose

Comme nous l'avons souligné au chapitre 1, le procédé RTM est un enchaînement de phases consécutives. L'objectif de cette thèse est consacré à l'étude de la phase d'injection du procédé RTM. Nous ne pouvons donc pas nous concentrer sur la phase d'injection sans aborder les problématiques associées à la phase de préformage. D'autant plus que de nombreux auteurs ont observé que la déformation du renfort pendant le préformage avait une influence significative sur les propriétés du composite final mais aussi sur l'écoulement de résine pendant la phase d'injection [9, 10, 11, 12]. En particulier, la phase de dépose donne l'orientation des plis constituant la préforme et la fraction volumique de fibres, éventuellement variable si les plis sont déformés pendant la dépose. Cet état de déformation donne lieu à une fraction volumique de fibres variable en fonction de la position, qui influence fortement les propriétés d'injection de la résine. Ce chapitre s'intéresse à la caractérisation de l'état de déformation de la préforme. La caractérisation de l'état de déformation sera ensuite utilisée dans le chapitre sur la description des écoulements.

Notons que l'étude de cette phase de préformage spécifique à cette étude est traitée dans une autre thèse dont l'un des objectifs est d'aller vers l'automatisation de cette étape. Aujourd'hui, les préformes sont réalisées manuellement.

Au cours de ce chapitre, nous présentons d'abord la préforme. Un état de l'art sur les modes de déformation des renforts tissés est ensuite détaillé. Cet état de l'art constitue la base du modèle de prédiction de la déformabilité des renforts. Nous présentons ensuite nos travaux pour aboutir à un meilleur choix de gaine.

Enfin, avec un peu d'anticipation, nous présentons une simulation de la phase de la phase d'imprégnation pour illustrer l'influence du préformage sur la phase d'injection.

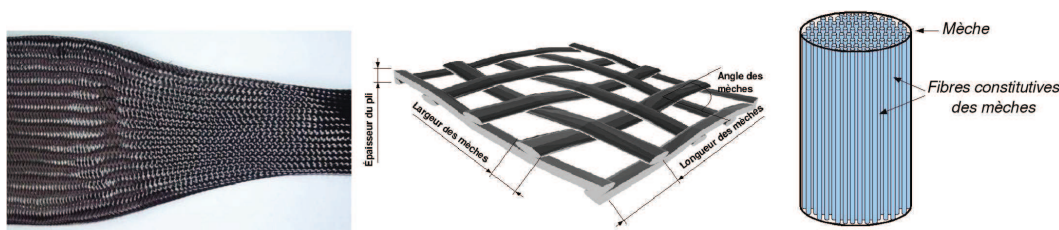


FIGURE 2.1: De gauche à droite : gaine de carbone à l'échelle macroscopique, à l'échelle mésoscopique et à l'échelle microscopique

## 2.1 Description de la préforme

Cette étude vise à présenter la préforme avec toutes ces spécificités, sans pour autant détailler le procédé manuel, qui fait l'objet d'une autre étude [13, 14].

Nous présentons d'abord les gaines, constitutives des préformes, puis nous présentons la préforme.

### 2.1.1 Présentation de la gaine

L'analyse du procédé nécessite d'introduire un certain nombre de paramètres propres au renfort, qui se présente sous la forme de gaines. Suivant l'échelle à laquelle nous regardons la gaine, nous nous apercevons que sa structure est différente (Figure 2.1). À l'échelle macroscopique, nous observons une gaine continue qui devient un enchevêtrement de mèches à l'échelle mésoscopique. En regardant les mèches constitutives du renfort à l'échelle microscopique nous voyons un ensemble de fibres juxtaposées. Ce constat fait de notre gaine un matériau multi-échelle.

Pour l'étude du préformage, nous définissons les paramètres suivants, constitutifs des gaines :

- $N_m$  le nombre de mèches qui constituent la gaine
- $D_n$  le diamètre nominal de la gaine, c'est-à-dire le diamètre de la gaine pour lequel les mèches sont à  $\pm 45^\circ$ , c'est-à-dire non cisailée.
- $l$  la largeur des mèches qui constituent la gaine
- $e$  l'épaisseur de la gaine

Notre gaine est constituée de 120 mèches et a un diamètre nominal de 50 mm. L'épaisseur de la gaine est de 0,6 mm et la largeur d'une mèche est de 1,5 mm.

### 2.1.2 Présentation de la préforme

La préforme (3D) est obtenue à partir d'une gaine biaxiale, présentée plus haut. Cette gaine est repliée plusieurs fois sur elle même pour obtenir la géométrie de la pièce (Figure 2.2). Au cours de son repli, la gaine est déformée pour prendre une forme conique (Figure 2.3). Cette « *forme conique* » permet à la préforme d'avoir cette orientation des plis inclinée par rapport à l'axe du tube.

Le protocole de dépose et les difficultés associées ne sont pas présentés ici, mais ont fait l'objet de diverses communications [14, 13]. Notons simplement que le préformage se décompose en deux phases :

- Une phase de déformation du pli, pour former un pli conique à partir d'une gaine et satisfaire l'angle spécifique imposé par le cahier des charges. Les phénomènes de déformation du pli ont lieu à l'échelle mésoscopique. C'est donc à l'échelle mésoscopique que le calcul de déformation doit être réalisé.
- Une phase de compaction des plis coniques lors du repli, pour former une préforme à partir de 120 plis coniques. Cette étape de compaction permet d'obtenir le taux volumique de fibres souhaité.

Ces deux phases ont lieu simultanément mais nous faisons l'hypothèse que ces deux phases sont découplées, ce qui permet de les traiter indépendamment.

De plus, un dispositif de maintien, appelé « *ligatures* », assure la tenue mécanique de la préforme pendant le préformage et pendant la phase d'injection (Figure 2.2). Ces ligatures sont constituées d'un fil ou d'un élastique et elles assurent un effort de serrage sur la gaine afin qu'elle ne puisse plus se déplacer au niveau du rayon intérieur.

La distance entre deux ligatures est appelé le pas (noté  $p$ ). Le rayon intérieur du tube est aussi appelé rayon de mandrin (noté  $r_m$ ), et le rayon extérieur est aussi appelé rayon de contre-moule (noté  $r_{cm}$ ), en référence à l'outillage utilisé pour la phase d'injection du procédé.

Le caractère multi-échelle de la gaine se retrouve sur la préforme. À l'échelle macroscopique, nous retrouvons la préforme constitué de  $N$  plis suivant la hauteur. À l'échelle mésoscopique, nous retrouvons la maille de renfort, constituant le pli. À l'échelle microscopique, nous retrouvons les fibres constituant les mèches. En revanche, pour l'étude du préformage, nous ne descendrons pas jusqu'à l'échelle microscopique. Cette échelle n'est donc pas considérée dans ce chapitre. Par conséquent les trois échelles que nous retenons sont : la préforme, le pli, la maille de renfort (Figure 2.3).

Même si l'échelle qui nous intéresse est l'échelle macroscopique, la prise en compte de l'échelle de la maille (échelle mésoscopique) est nécessaire pour prendre en compte

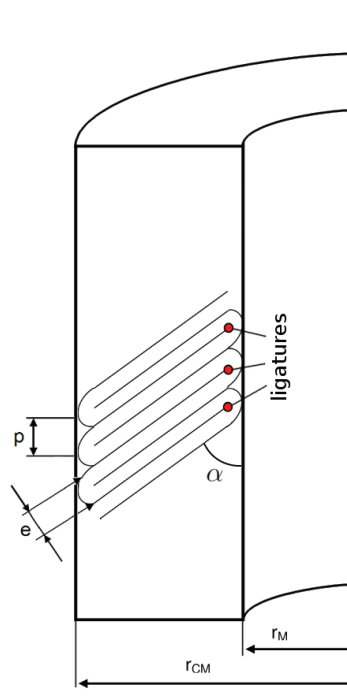


FIGURE 2.2: *Schéma en coupe de la préforme constituée d'une gaine repliée sur elle-même*

la déformation locale des renforts puis en déduire la fraction volumique de fibres localement le long du pli, comme nous le verrons dans la suite de ce chapitre.

### 2.1.3 Paramètres mis en jeu

Nous distinguons deux familles de paramètres associées à la phase de dépose : les paramètres constitutifs des gaines et les paramètres procédés. Ces paramètres sont définis dans le tableau 2.1. Nous avons choisi l'ensemble de ces paramètres car ils sont suffisants pour décrire la géométrie de notre préforme de manière unique, avec les modèles que nous présenterons dans la suite de ce chapitre.

Notons que les valeurs du tableau 2.1 sont données à titre indicatif et peuvent évoluer en fonction des conditions opératoires.

Après cette présentation de la préforme et des paramètres associés, nous allons introduire quelques généralités sur la déformation des renforts secs pendant le préformage. Ces généralités seront utilisées pour bâtir le modèle de déformation des plis présenté à la section 2.3.



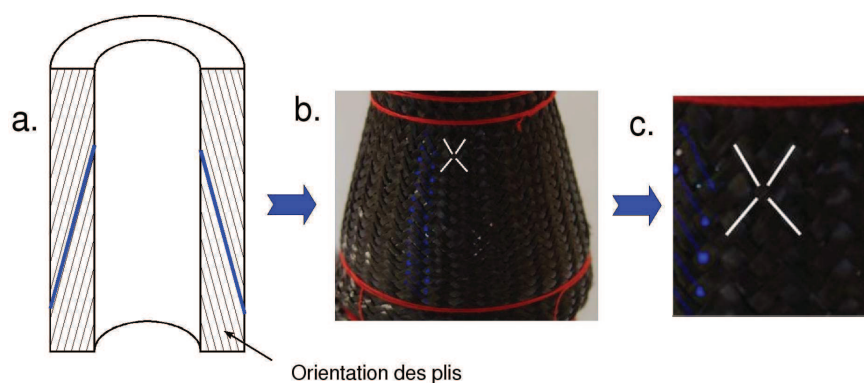


FIGURE 2.3: *Les trois échelles : a. La préforme (échelle macroscopique), b. le pli, c. la maille (échelle mésoscopique)*

Paramètres constitutifs des gaines		
Désignation	notation	valeur
Diamètre nominal de la gaine	$D_n$	50 mm
Nombre de mèches	$N_m$	120
Épaisseur du pli, sans compaction	$e$	0,6 mm
Masse linéique des mèches	$m_f$	$2 \cdot 10^{-4}$ kg/m
Masse volumique des mèches	$\rho_f$	1760 kg/m <sup>3</sup>
Largeur de mèche	$l$	1,5 mm
Paramètres du procédé		
Désignation	notation	valeur
Angle des plis par rapport à l'axe du tube	$\alpha$	15°
Nombre de plis constituant la préforme	$N$	120
Rayon intérieur du tube (mandrin)	$r_m$	18,5 mm
Rayon extérieur du tube (contre-moule)	$r_{cm}$	27 mm
Hauteur de la préforme	$H$	0,30 m
Masse totale de renfort dans le moule	$m$	0,21 kg
Pas entre deux ligatures	$p$	–

TABEAU 2.1: *Liste des paramètres impliqués pour la phase de dépose et la valeur des paramètres (à titre indicatif)*

## 2.2 État de l'art sur la déformation des renforts secs

Pour bâtir un modèle de prédiction de la fraction volumique de fibres, nous avons besoin d'introduire des notions sur les modes de déformation des renforts au cours du préformage. Ces notions sont nécessaires car la fraction volumique de fibres résulte de l'état de déformation du renfort. Dans cette section, nous allons introduire ces notions et étudier le lien entre la déformation des renforts et la fraction volumique de fibres.

Cette étude bibliographique se limite aux renforts bidirectionnels (tissés, tricotés...). En effet, nous considérons que les modes de déformation pour notre gaine tressée (biaxiale) et pour des renforts tissés bidirectionnels sont identiques.

Aujourd'hui, il n'existe pas de loi de comportement pour les renforts tissés. Pour la plupart des modélisations, les différents auteurs font l'hypothèse que le renfort se déforme suivant un ou plusieurs modes privilégiés. En particulier, les déformations en membrane jouent un rôle prépondérant dans la mise en forme des renforts.

Long [15] a présenté un état de l'art exhaustif des modes de déformation pouvant intervenir pendant la mise en forme des composites. Il énumère les modes de déformation suivants (Figure 2.4), que nous détaillons ensuite :

- Cisaillement
- Tension dans le plan
- Glissement pli/pli ou pli/outil
- Flexion des plis
- Compaction

Ces déformations, et l'influence de ces déformations sur la fraction volumique de fibres, va être détaillée dans cette étude bibliographique.

### 2.2.1 Cisaillement

Ce mécanisme apparaît lorsque le matériau est soumis à du cisaillement dans le plan. Cela correspond à une rotation des mèches autour de leurs intersections. Le cisaillement est considéré comme le principal mode de déformation pour les renforts tissés. Associé à une faible résistance en flexion, la capacité d'un matériau à se cisailer permet de générer les formes tridimensionnelles sans froisser ni plisser le renfort.

Il est montré [16, 17] que le comportement de cisaillement plan des renforts tissés se compose de trois zones distinctes :

1. Les mèches tournent les unes par rapport aux autres. L'effort de cisaillement reste faible car la rigidité de cisaillement est seulement due au frottement entre les mèches de trames et de chaînes.

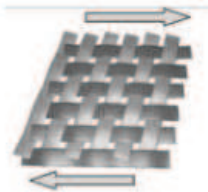
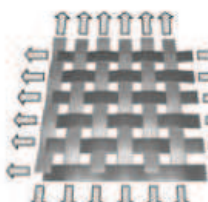


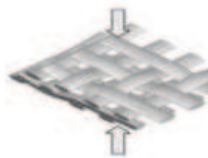
Mechanism	Schematic	Characteristics
Intra-ply shear		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Rotation of between parallel tows and at tow crossovers, followed by inter-tow compaction</li> <li>• Rate and temperature dependent for prepreg</li> <li>• Key deformation mode (along with bending) for biaxial reinforcements to form 3D shapes</li> </ul>
Intra-ply tensile loading		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Extension parallel to tow direction(s)</li> <li>• For woven materials initial stiffness low until tows straighten; biaxial response governed by level of crimp and tow compressibility</li> <li>• Accounts for relatively small strains but represents primary source for energy dissipation during forming</li> </ul>
Ply/tool or ply/ply shear		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Relative movement between individual layers and tools</li> <li>• Not generally possible to define single friction coefficient; behaviour is pressure and (for prepreg) rate and temperature dependent</li> </ul>
Ply bending		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Bending of individual layers</li> <li>• Stiffness significantly lower than in-plane stiffness as fibres within tows can slide relative to each other; rate and temperature dependent for prepreg</li> <li>• Only mode required for forming of single curvature and critical requirement for double curvature</li> </ul>
Compaction/consolidation		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Thickness reduction resulting in increase in fibre volume fraction and (for prepreg) void reduction</li> <li>• For prepreg behaviour is rate and temperature dependent.</li> </ul>

FIGURE 2.4: Les modes de déformations des renforts tissés pendant le préformage (extrait de [15])

2. Les mèches viennent en contact latéral ce qui se traduit par une rigidification importante du tissu. On appelle angle de blocage, l'angle de cisaillement des mèches dans cette configuration.
3. Les mèches se compactent transversalement et on voit apparaître des plissements sur le renfort.

Ce comportement explique l'augmentation importante de l'effort de cisaillement et en conséquence de la rigidité de cisaillement [18].

Un *benchmark* a été mené par différents laboratoires sur ce sujet [19]. Les résultats sont assez dispersés, ce qui montre toute la difficulté de mesurer le comportement mécanique des renforts, même sur un cas apparemment simple comme le cisaillement pur.

L'influence du cisaillement sur la fraction volumique de fibres a été investiguée par différents auteurs, par exemple Long [9] ou Smith [10]. Il existe une relation pour déterminer la fraction volumique de fibres après cisaillement (noté  $Vf_\gamma$ ) à partir de la fraction volumique de fibres du renfort non cisailé (noté  $Vf_0$ ) et de l'angle de cisaillement (noté  $\gamma$ ) [9] :

$$Vf_\gamma = \frac{Vf_0}{\cos \gamma} \quad (2.1)$$

Cette équation est valable dans le cas du cisaillement pur. Elle a été vérifiée expérimentalement par différents auteurs, pour des tissus [20, 10] et pour des gaines [9].

### 2.2.2 Tension dans le plan du renfort

Le comportement en tension d'un renfort tissé dépend du matériau dont il est constitué mais également de l'assemblage de ses mèches. En effet, lorsqu'on tire sur une mèche, celle-ci va commencer à perdre son ondulation sans opposer une grande résistance. Les mèches transverses vont alors devoir augmenter leur ondulation tant qu'elles seront libres de le faire, ce qui dépend de leur propre état de tension [21].

Ceci montre que le comportement en tension des renforts tissés est biaxial, c'est-à-dire que les efforts dans les chaînes ont une influence sur le comportement mécanique des trames (et inversement).

### 2.2.3 Glissement pli/pli ou pli/outil

La caractérisation du frottement tissu / métal est étudié par différents auteurs [22, 23] et quelques études ont été menées sur le frottement fibre / fibre. Par exemple Leech [24] a étudié les interactions entre fibres polymères enroulées soumises à des chargements / déchargements. Il apparaît que le frottement survient à cause du mouvement relatif entre les composants.

### 2.2.4 Flexion des plis

La rigidité de flexion est généralement négligée : elle est généralement de plusieurs ordres de grandeur plus faible que la rigidité en cisaillement.

Néanmoins, il existe certains cas où l'énergie de flexion est importante. Par exemple, Wang *et al.* [25] ont montré que l'énergie de flexion peut devenir comparable à celle de cisaillement lors du drapage d'un pré-imprégné carbone/époxy sur une demi-sphère. Par ailleurs, Cheruet [26] a montré l'importance de la rigidité de flexion dans la mise en forme d'un laminé multiplis d'un renfort carbone à matrice thermoplastique. D'un autre côté, Hamila [27] a montré que la prise en compte de la rigidité de flexion, identifiée par des travaux expérimentaux [28], permettait d'obtenir une meilleure description des plissements dans une simulation de gonflage d'un airbag.

### 2.2.5 Compaction

Il est parfois nécessaire de soumettre le renfort à une sollicitation de compaction perpendiculairement à son plan. Par exemple, à la fin du préformage, le matériau peut être compacté pour augmenter son taux volumique de fibres.

La compaction a reçu une grande attention, en particulier pour les mats et les tissés. Robitaille et Gauvin [29] ont publié une revue approfondie des moyens expérimentaux disponibles et des modèles existants pour la compaction. Robitaille et Gauvin [29] et Correia [30] ont publié de nombreux résultats sur différents renforts.

On relie généralement la compaction au taux volumique de fibres par une loi de puissance [29] :

$$V_f = A \sigma^B \quad (2.2)$$

Avec  $\sigma$  [Pa] la pression exercée sur le renfort,  $A$  [ $\text{Pa}^{-1}$ ] et  $B$  deux paramètres dépendant du matériau. Ce n'est pas une loi de comportement, puisqu'elle ne relie pas les contraintes et la déformation mais elle permet de calculer directement le taux de fibres dont l'importance est considérable pour la phase d'injection.

Cette loi de puissance est le modèle le plus utilisé dans la littérature, néanmoins d'autres modèles ont été proposés et une liste exhaustive est présentée dans la thèse de T. Ouahbi [31].

Les essais de compaction montrent que les renforts s'écrasent d'abord très facilement puis avec une rigidité plus grande lorsque les vides entre les fibres se comblerent. En s'écrasant, les différents plis s'imbriquent les uns dans les autres, de manière aléatoire (Figure 2.5). Ce phénomène est connu sous le nom de « *nesting* » dans la littérature. Ce phénomène n'est pas contrôlable et introduit des variations locale du milieu poreux, ce qui change la perméabilité localement [32, 12].

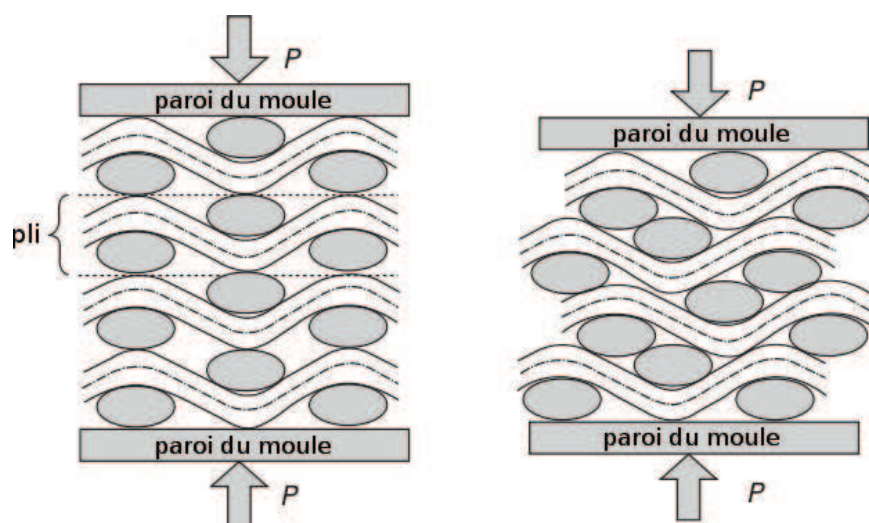


FIGURE 2.5: *Empilement de plis avant et après compaction, illustrant le nesting*

## 2.2.6 Bilan pour notre application

Nous avons listé toutes les sollicitations connues à ce jour, pouvant intervenir lors du préformage d'un renfort quelconque. Pour notre application, tous ces modes de déformation existent (Figure 2.7), soit pendant la déformation dans le pli (1<sup>ère</sup> phase du préformage), soit pendant la compaction (2<sup>ème</sup> phase).

En effet, pendant la première phase, la gaine est déformée pour obtenir la forme d'un cône. Cette déformation est pilotée par le cisaillement dans le pli comme nous observons expérimentalement. La figure 2.6, extraite de [13], montre l'évolution de l'angle de cisaillement d'un pli drapé sur un cône. Nous supposons que le cisaillement est le mode de déformation privilégié.

Les plis coniques sont ensuite compactés pour générer une préforme. Cet effort de compaction provoque de la compaction, des frottements sur l'outillage et des frottements entre plis (Figure 2.7). Nous faisons l'hypothèse que, durant cette phase, la compaction entre plis est le principal mode de déformation du renfort et nous négligeons les autres modes de déformation. Notons que la compaction a aussi une influence sur la forme du pli, en termes de position, de courbure et d'épaisseur.

Nous avons introduit les différents modes de déformation des renforts tissés et identifié les modes de déformation prépondérants dans notre étude. Dans la section suivante, nous allons établir un modèle pour calculer la fraction volumique de fibres basé sur la déformation du renfort pendant le préformage.

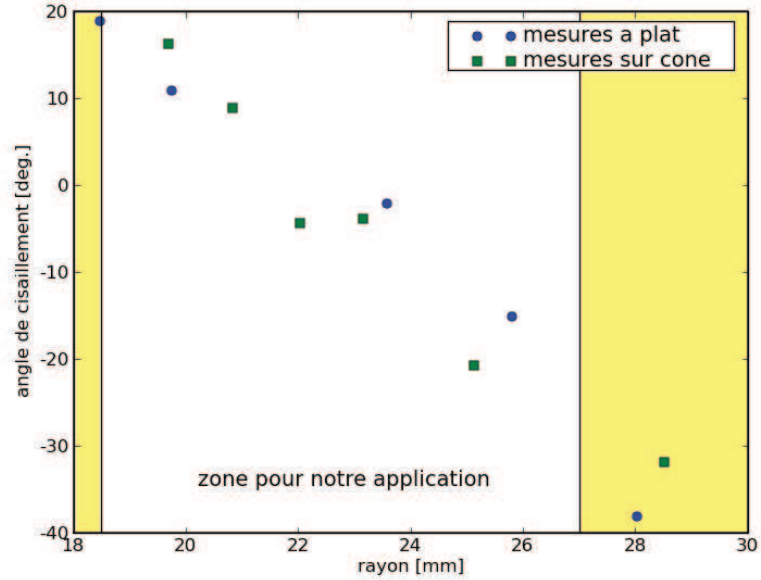


FIGURE 2.6: Angle de cisaillement mesurés expérimentalement (extrait de [13])

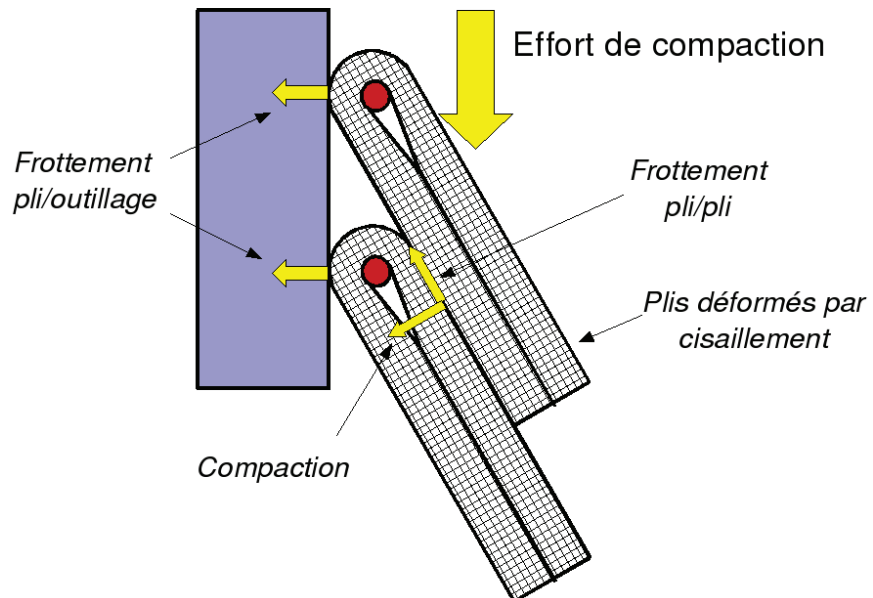


FIGURE 2.7: Sollicitations du renfort pendant la seconde phase du préformage

## 2.3 Simulation du préformage

Dans cette section, un modèle de déformation des renforts (en cisaillement dans le pli et en compaction) est présenté. L'objectif est de prédire les angles de cisaillement sur un pli, puis la fraction volumique de fibres en tout point de la préforme. Cette fraction volumique de fibres locale pourra ensuite être introduite dans les calculs d'imprégnation à l'échelle macroscopique, présentés au chapitre suivant.

L'intérêt de disposer d'un outil numérique prédictif est qu'il permet de s'affranchir de la réalisation de pièces pour l'étude de la faisabilité. La réalisation de pièce et leur observation (par exemple tomographie par rayons X) est coûteuse et demande du temps, que nous souhaitons réduire par l'utilisation de modèles numériques.

### 2.3.1 Présentation générale de *modele Vf*

À partir des paramètres constitutifs des gaines et des paramètres procédés, nous allons établir un modèle permettant d'estimer la déformation des plis pendant le préformage puis d'en déduire la fraction volumique de fibres. Nous rappelons que la déformation des gaines est pilotée par le cisaillement dans le pli et par la compaction (Section 2.2.6).

Ce modèle, appelé *modele Vf*, est basé sur un algorithme du filet. Le renfort est modélisé par des mailles et nous lui imposons de coller à la forme à draper.

L'algorithme du filet, initialement introduit par Mack et Taylor [33], repose sur les hypothèses suivantes :

- les mèches sont inextensibles
- les intersections entre les réseaux chaîne et trame ne peuvent pas glisser
- les mèches sont droites entre les intersections de mèches

Par hypothèse de cette méthode, la longueur d'une mèche entre deux intersections (notée  $d$ ) est constante. Notons que nous avons vérifié cette hypothèse expérimentalement dans Telmar *et al.* [13]. Pour le cas des gaines, elle peut se calculer analytiquement à partir des paramètres de la gaine (Tableau 2.1) :

$$d = \frac{\sqrt{2} D_n \pi}{N_m} \quad (2.3)$$

avec  $D_n$  le diamètre nominal de la gaine [m] et  $N_m$  le nombre de mèches.

Typiquement, les algorithmes commencent avec un point et la direction des chaînes et des trames pour ce point. À partir de ces données, l'algorithme calcule les coordonnées des points suivants pour que les mèches aient toutes la même longueur et que ces



points appartiennent à la surface à draper. De nombreux auteurs [34, 35] ont présenté des simulations de préformage par la méthode du filet.

Cette méthode présente l'avantage d'être économe en temps de calcul et donne accès aux angles de cisaillement. Toutefois, l'utilisation de cette méthode est limitée par l'absence de physique du problème. En effet, le résultat est identique quelque soit le matériau utilisé. Or, bien souvent le résultat de la mise en forme dépend des caractéristiques mécaniques du renfort. De plus, les conditions aux limites en efforts, par exemple, les efforts créés par les outils (serre-flan en particulier), ne sont pas prises en compte par cet algorithme.

Il existe d'autres méthodes pour modéliser la déformation des renforts tissés, en particulier les méthodes par éléments finis qui permettent de prendre en compte les caractéristiques mécaniques du renfort et les efforts sur les outils [36, 37].

Néanmoins, les hypothèses de l'algorithme du filet ont été vérifiées [13], ce qui justifie son utilisation pour ces travaux.

### 2.3.2 *modele Vf*

*Modele Vf* effectue les calculs à l'échelle de la maille de renfort, c'est-à-dire, à l'échelle mésoscopique et parcourt le pli. Cette maille est constituée de quatre mèches et de leur intersection commune (Figure 2.8 et 2.9). Nous découpons cette maille en deux demi-maillages, les paramètres intervenant dans le modèle sont les suivants :

- $r$  : le rayon qui détermine l'endroit où se situe la maille sur le pli
- $\theta$  : l'angle entre les mèches
- $\gamma$  : l'angle de cisaillement des mèches défini par  $\gamma = \frac{\pi}{2} - \theta$

Le programme *modele Vf* se décompose en trois étapes successives :

- Calcul de la position des mailles
- Estimation du cisaillement sur chaque maille du pli
- Estimation de la fraction volumique de fibres sur chaque maille de la préforme

#### 2.3.2.1 Calcul de la position des mailles

Notre algorithme parcourt le pli en partant de l'intérieur jusqu'à la partie extérieure de la préforme. La position des mailles est calculée de manière itérative, à partir de la position des mailles précédentes. Ce calcul s'effectue en deux temps. Tout d'abord, le calcul de la position radiale de l'intersection des mèches, notée  $r_{i+1/2}$  :

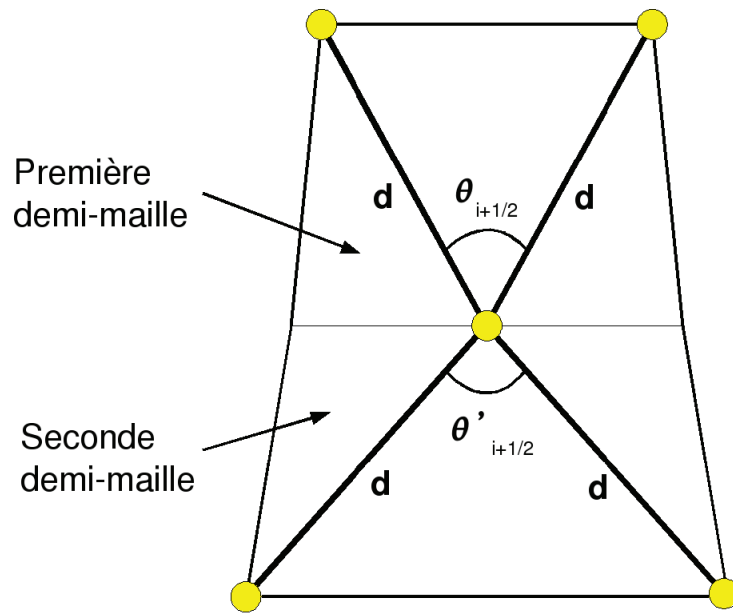


FIGURE 2.8: *Définition de la maille élémentaire*

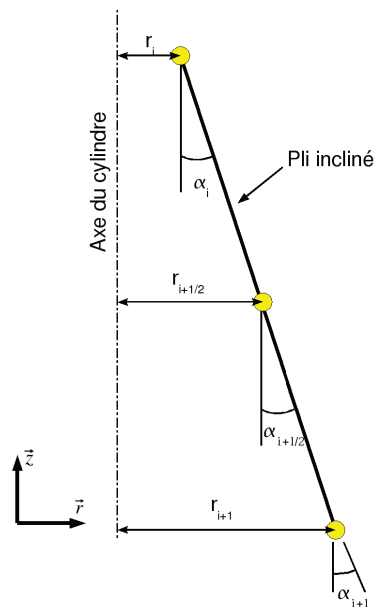


FIGURE 2.9: *Position de la maille sur le cône*

$$r_{i+1/2} = r_i + \sin \alpha_{i+1/2} \sqrt{d^2 - \left(\frac{2r_i\pi}{N_m}\right)^2} \quad (2.4)$$

puis par le calcul de  $r_{i+1}$  :

$$r_{i+1} = \frac{r_{i+1/2} + d \sin \alpha_{i+1} \sqrt{1 + \left(\frac{2\pi}{N_m}\right)^2 \left[\sin^2 \alpha_{i+1} - \left(\frac{r_{i+1/2}}{d}\right)^2\right]}}{1 + \left(\frac{2\pi}{N_m} \sin \alpha_{i+1}\right)^2} \quad (2.5)$$

Nous avons introduit les angles  $\alpha_{i+1/2}$  et  $\alpha_{i+1}$ , désignant l'orientation du pli par rapport à l'axe du tube (Figure 2.9). Cet angle est constant et vaut  $15^\circ$  dans le cas idéal d'un pli parfaitement conique.

Néanmoins, nous observons expérimentalement que les plis ne sont pas parfaitement coniques pour certaines préformes. Ce fait est illustré par la figure 2.10, issue d'une image de tomographie par rayons X à  $7,5 \mu\text{m}$ . Cette figure montre que les plis sont courbes sur la partie intérieure du tube puis droits sur la partie extérieure. Pour modéliser cette variation de courbure, nous avons aussi introduit des angles  $\alpha_{i+1/2}$  et  $\alpha_{i+1}$  variables.

Dans le cas d'une orientation de pli variable, l'approche que nous avons choisie consiste à modéliser la forme du pli et de déduire de ce modèle les orientations par rapport à l'axe du tube. Ainsi, nous introduisons d'abord notre modèle géométrique puis le modèle utilisé pour estimer l'orientation variable du pli.

Pour notre modèle géométrique du pli, nous supposons que les plis ont une géométrie parabolique sur l'intérieur du tube, jusqu'à  $r = r_c$ , puis linéaire d'angle  $\alpha$  (Figure 2.11). Mathématiquement, ce modèle s'écrit :

$$z(r) = \begin{cases} ar^2 + br + c & \text{si } r < r_c \\ -\tan\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right)r + c_1 & \text{si } r \geq r_c \end{cases} \quad (2.6)$$

avec

$$a = -\frac{\tan\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right)}{2(r_c - r_m)} \quad \text{et} \quad b = \frac{r_m}{r_c - r_m} \tan\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right) \quad (2.7)$$

La valeur des paramètres  $a$  et  $b$  de l'équation 2.7 se détermine en faisant les hypothèses suivantes :

- les plis sont à  $90^\circ$  au niveau du mandrin ( $r = r_m$ )
- le raccordement est tangent entre la partie linéaire et la partie parabolique. (Figure 2.11).

Les paramètres  $c$  et  $c_1$  n'interviennent pas dans les équations de l'orientation des plis, ils ne sont donc pas détaillés.

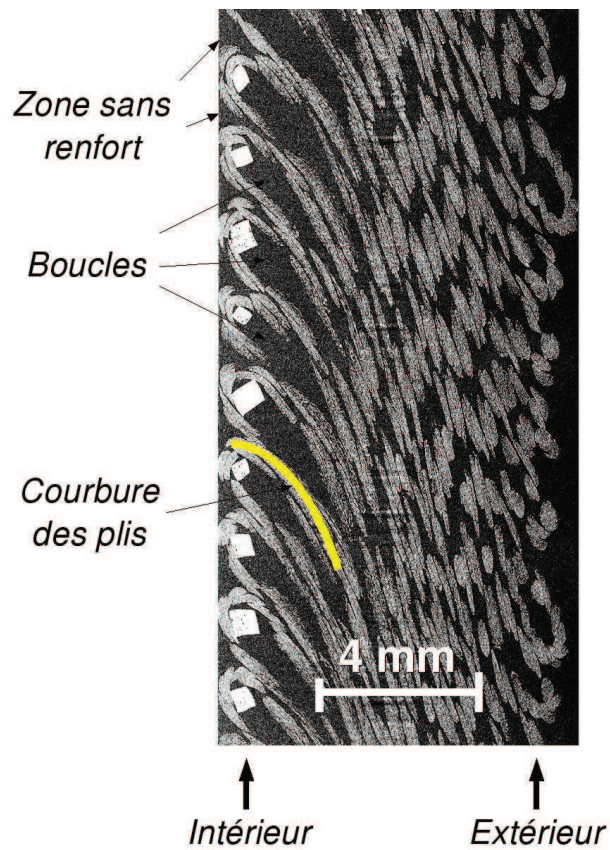


FIGURE 2.10: Coupe d'une préforme sèche obtenue par tomographie par rayons X à  $7,5 \mu\text{m}$

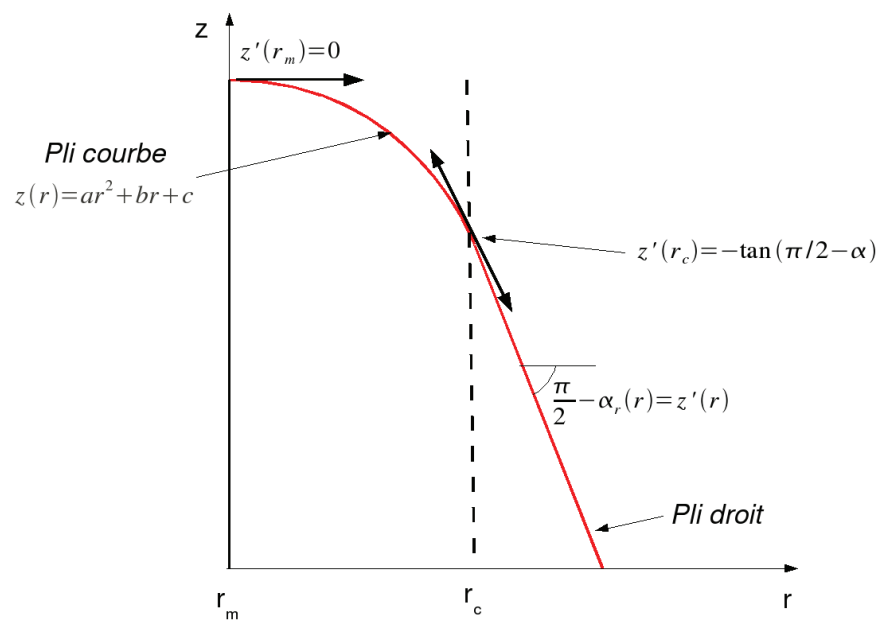


FIGURE 2.11: Modélisation de la courbure des plis

À partir de ce modèle géométrique de pli, nous dérivons le modèle pour l'orientation des plis (notée  $\alpha_r$ ). En considérant que la tangente à la courbe est égale à la dérivée de la fonction, nous obtenons la relation suivante :

$$\alpha_r(r) = \frac{\pi}{2} - \arctan \frac{\partial z(r)}{\partial r} = \begin{cases} \frac{\pi}{2} - \arctan(2ar + b) & \text{si } r < r_c \\ \alpha & \text{si } r \geq r_c \end{cases} \quad (2.8)$$

La validation du modèle n'est pas présentée ici, mais est présentée ailleurs [38].

Notons que nous avons choisi d'utiliser l'angle  $\alpha_{i+1/2}$  pour le calcul de  $r_{i+1/2}$  et l'angle  $\alpha_{i+1}$  pour le calcul de  $r_{i+1}$ , dans les équations 2.4 et 2.5. La valeur des angles est calculée implicitement en fonction de la position. Nous calculons simultanément  $r_{i+1/2}$  et  $\alpha_{i+1/2}$  d'une part et  $r_{i+1}$  et  $\alpha_{i+1}$  d'autre part en effectuant quelques itérations d'une méthode de relaxation.

Notons que l'orientation du pli est indispensable pour la modélisation de la phase d'injection du procédé. En effet, cette orientation de pli sera utilisée pour modéliser l'orientation du tenseur de perméabilité.

**Comparaison *modele Vf* / position des mailles** Nous validons ce calcul grâce à un rendu graphique. La position des mailles est modélisée en 3D dans la version C++ de *modele Vf* et les routines de rendu 3D que nous avons développées grâce à la bibliothèque VTK [39]. La figure 2.12 montre un pli modélisé par *modele Vf* pour une gaine de diamètre nominal 50 mm et pour 120 mèches. Chaque barre modélise une mèche, de longueur constante  $d$  (Équation 2.3).

Le rendu graphique de la version C++ de *modele Vf* permet de visualiser l'effet des paramètres de la gaine sur l'allure des plis. Les figures 2.13 et 2.14 montrent l'influence du diamètre nominal et du nombre de mèches de la gaine sur l'allure des plis constitutifs des préformes. Le diamètre nominal influe sur l'angle entre les mèches et donc sur le cisaillement sur le pli. En effet, nous voyons que l'angle formé par les mèches est très élevé en bas du pli ayant un diamètre nominal de 35 mm (Figure 2.13 à gauche). Pour une gaine de diamètre nominal 50 mm, l'angle entre les mèches est moins élevé dans cette même région du pli.

Quant au nombre de mèches, nous remarquons qu'il influe sur la densité de mèches sur le pli (Figure 2.14).

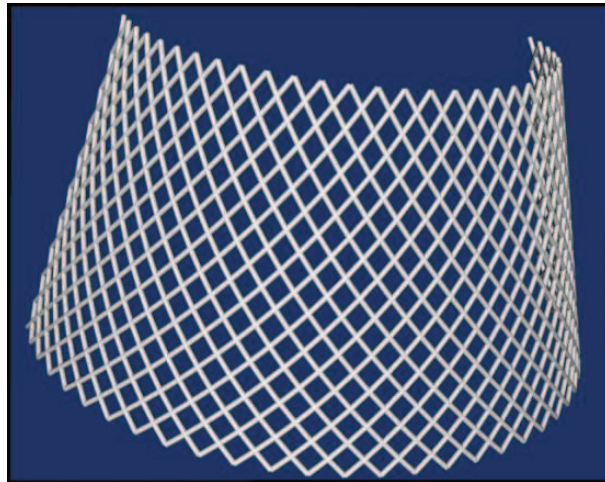


FIGURE 2.12: Capture d'écran des plis simulés par modeleVf (version C++) pour une gaine de diamètre nominal 50 mm et pour 120 mèches, pour un pli droit

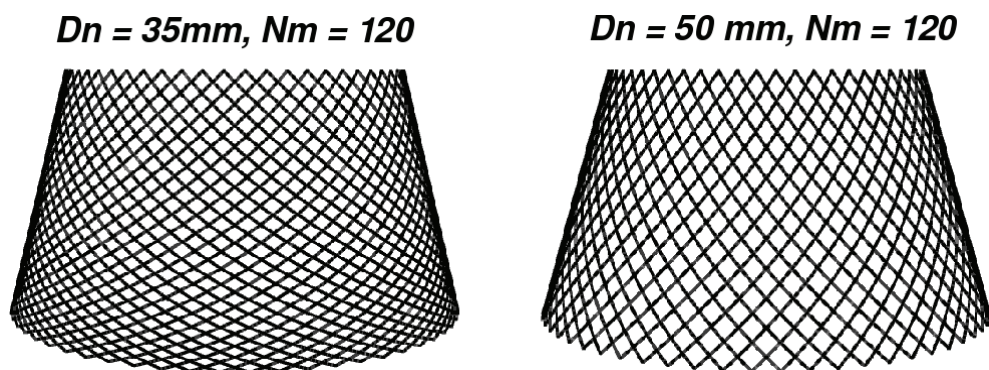


FIGURE 2.13: Influence du diamètre nominal ( $D_n$ ) sur l'allure du pli

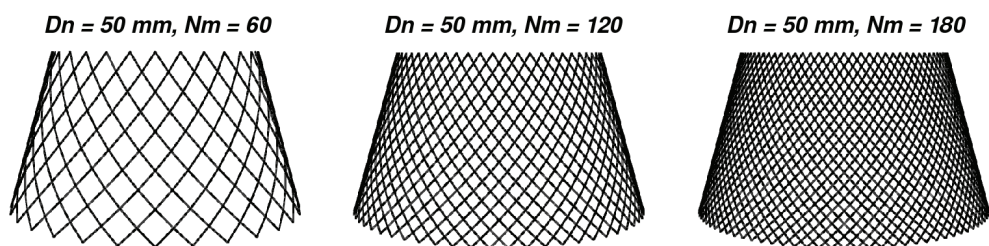


FIGURE 2.14: Influence du nombre de mèche ( $N_m$ ) sur l'allure du pli

Cette première étape permet d’avoir une description géométrique du pli, sur laquelle nous pouvons ensuite estimer localement le cisaillement puis la fraction volumique de fibres.

### 2.3.2.2 Estimation du cisaillement

Pour chacune des demi-maillages définies sur la figure 2.8, les angles de cisaillement valent :

$$\gamma_i = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \left( \frac{\sqrt{2} r_i}{D_n} \right) \quad \text{et} \quad \gamma'_i = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \left( \frac{\sqrt{2} r_{i+1}}{D_n} \right) \quad (2.9)$$

L’estimation du cisaillement se fait à l’échelle mésoscopique maille après maille, en parcourant le pli. Notons que le cisaillement ne dépend que du diamètre nominal des gaines et de la position de la maille sur le cône.

Ce constat est cohérent avec l’observation réalisée sur la figure 2.13 où nous avons remarqué que le diamètre nominal influait sur le taux de cisaillement du pli.

**Comparaison *modele Vf* /mesures d’angles de cisaillement** Les angles de cisaillement calculés par *modele Vf* sont comparés aux angles mesurés expérimentalement sur un pli. Ce travail est largement détaillé par A. Telmar [13] dont la figure 2.15 est extraite. Sur cette figure, les données nommées « à plat » et « sur cône » sont issues de mesures expérimentales des angles de cisaillement sur une gaine posée à plat et drapée sur un cône respectivement. Un très bon accord a été obtenu entre expérimental et simulation.

### 2.3.2.3 Estimation de la fraction volumique de fibres

Jusqu’à présent nous avons raisonné sur un pli en ne prenant en considération que la déformation par cisaillement. En prenant en compte la compaction, nous allons pouvoir passer de l’échelle du pli à l’échelle macroscopique et calculer la fraction volumique de fibres.

Pour simplifier cette étude, nous supposons que tous les plis ont la même géométrie, ce qui nous permet de raisonner sur un pli seulement, en suivant l’évolution de la fraction volumique de fibres sur ce pli. Nous simplifions aussi cette étude en ne traitant la compaction qu’au travers son influence sur l’épaisseur du pli.

Dans un premier temps, nous calculons le volume des fibres initialement présentes sur la maille. Par commodité, nous choisissons de calculer le volume de renfort dans la maille (noté  $V_0$ , équation 2.10) lorsque le renfort n’est pas cisailé.

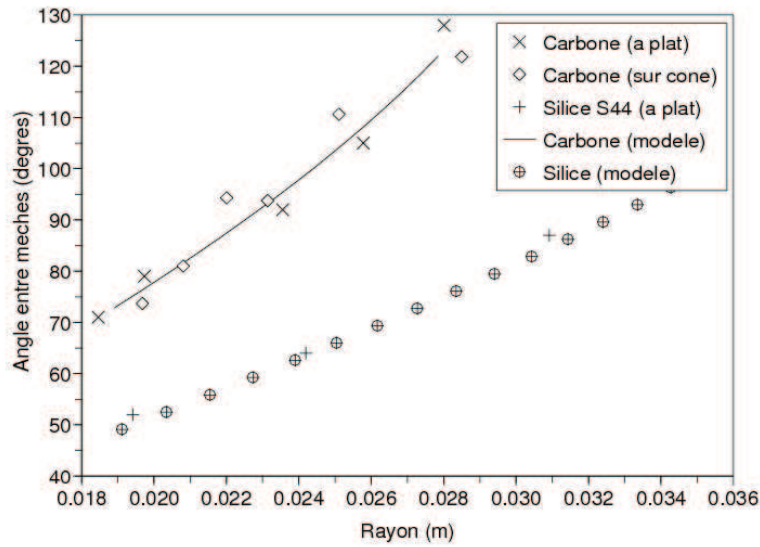


FIGURE 2.15: Angles de cisaillement mesurés sur un pli et angles de cisaillement simulés (extrait de [13])

Nous calculons ce volume de renfort à partir de la masse linéique d'une mèche (notée  $m_f$ , définie dans le tableau 2.1), de la longueur d'une mèche (notée  $d$ , équation 2.3) et de la masse volumique du matériau constitutif des gaines (noté  $\rho_f$ , définie dans le tableau 2.1). Nous pouvons ensuite calculer ce volume en fonction des paramètres intrinsèques de la gaine en utilisant la relation 2.3 :

$$V_0 = \frac{4 d m_f}{\rho_f} = \frac{4\sqrt{2} \pi D_n m_f}{\rho_f N_m} \quad (2.10)$$

Pour calculer la fraction volumique de fibres sur chaque maille, il faut nécessairement calculer le volume de la maille. Pour chaque maille constituant le pli, nous calculons d'abord la surface de la maille (notée  $S_i$ ), puis son volume (noté  $V_i$ ) :

$$S_i = \frac{2\pi}{N_m \sin \alpha} (r_{i+1}^2 - r_i^2) \quad (2.11)$$

$$V_i = S_i \times e \quad (2.12)$$

avec  $e$ , l'épaisseur du pli. Nous remarquons que l'écriture du volume de la maille ne dépend pas explicitement du cisaillement du renfort. En fait, le cisaillement est implicitement pris en compte dans le calcul de la maille déformée (calcul de  $r_i$  et  $r_{i+1}$ , équations 2.4 et 2.5). La surface de chacune des mailles évolue en fonction du cisaillement. Pour chaque maille du pli, la fraction volumique de fibres se calcule comme volume de fibres divisé par le volume total :



$$Vf_i(P) = \frac{V_0}{V_i} = \frac{4\sqrt{2}\pi D_n m_f}{N_m \rho_f} \cdot \frac{1}{S_i e} \quad (2.13)$$

Une difficulté apparaît ici : la prise en compte de l'épaisseur du pli. En effet, l'épaisseur du pli dépend des paramètres procédés comme le pas entre ligatures (noté  $p$ ) et l'angle d'inclinaison des plis par rapport à l'axe du tube (noté  $\alpha$ ). Nous constatons aussi que l'épaisseur du pli dépend aussi de la courbure des plis. En effet, nous avons observé que des zones sans renfort existent dans les zones où les plis sont courbes (Figure 2.10), ce qui abaisse la fraction volumique de fibres localement. Pour cela, nous proposons un modèle reliant l'épaisseur du pli aux paramètres procédés et à l'orientation variable du pli (notée  $\alpha_r(r)$ , équation 2.8) :

$$e(r) = p \sin \alpha(r) \quad (2.14)$$

La validation de code sur l'estimation de la fraction volumique de fibres se fait sur trois critères. Pour cette validation, le code *modeleVf* est comparé à la fois à des modèles analytiques et aux données expérimentales.

**Comparaison *modeleVf*/relation analytique** Nous avons établi une relation théorique entre le cisaillement du renfort et la fraction volumique de fibres (Équation 2.1). Cette relation est comparée par rapport aux données issues de *modeleVf* pour un pli parfaitement conique.

L'équation 2.1 nécessite de connaître la fraction volumique de fibres du renfort non cisailé et non compactée, que nous calculons à partir des paramètres intrinsèques de la gaine.

Un excellent accord est observé entre le modèle analytique et *modeleVf* (Figure 2.16). Nous en concluons que la notre méthode pour calculer la fraction volumique de fibres est bonne.

**Comparaison *modeleVf*/image de tomographie** Le second critère de comparaison concerne l'estimation de la fraction volumique de fibres prédite par *modeleVf* par rapport aux données issues d'une tomographie par rayons X.

La tomographie par rayons X est un bon outil pour mesurer le taux volumique de fibres d'un composite dès lors que le faisceau de rayons X est monochromatique. Dans le cas contraire, nous voyons apparaître du « *durcissement de faisceau* » (Chapitre 4) qui se caractérise par une variation de niveau de gris localement. Nous pouvons ainsi imager un matériau parfaitement homogène et avoir un niveau de gris différent en fonction de la position dans l'image à cause du durcissement de faisceau.

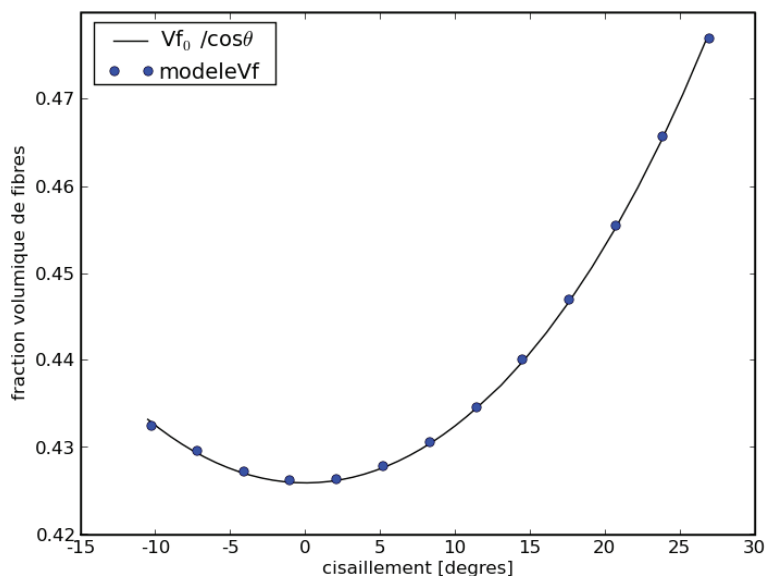


FIGURE 2.16: *Fraction volumique de fibres en fonction de l'angle de cisaillement. Comparaison modeleVf/solution analytique*

En pratique, aucune source n'est parfaitement monochromatique et l'effet du durcissement de faisceau se retrouve sur toutes les images, y compris sur les images de tomographie que nous souhaitons exploiter. L'image de tomographie que nous utilisons a été obtenue sur préforme sèche à une résolution de  $31 \mu\text{m}$  sur toute la section de la préforme (environ 60 mm de diamètre) et sur une hauteur de 14 mm, soit entre 4 et 5 ligatures.

Nous cherchons donc à corriger nos images avant de les exploiter. Dans un premier temps, le durcissement de faisceau est caractérisé sur les zones sans renfort sur une coupe radiale, supposée représentative de toute la préforme. Les zones sans renfort étant un matériau homogène, la variation de niveau de gris dans ces zones est la signature du durcissement de faisceau. Le résultat est présenté sur la figure 2.17. Nous remarquons que l'erreur est globalement linéaire en fonction du rayon.

L'effet du durcissement de faisceau étant caractérisé, nous appliquons une correction à l'image pour compenser l'effet de cet artefact. Nous vérifions que l'image corrigée a un niveau de gris constant dans l'air quelque soit la position (Figure 2.18).

Après correction, le niveau de gris est constant dans l'air et la dispersion des valeurs est faible. Les valeurs pour les mèches sont d'avantage dispersées mais nous n'observons pas de dérive du niveau de gris avec la position, ce qui semble indiquer que la correction a été efficace, même pour les zones de mèches. La dispersion est probablement due à

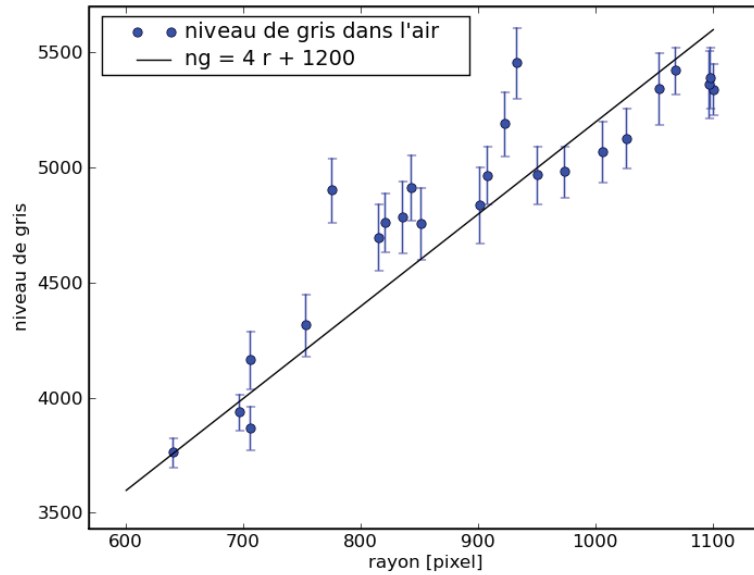


FIGURE 2.17: Niveau de gris de l'air de la préforme, avant correction de l'image

la nature des mèches, constituées à la fois de carbone et d'air, dans des proportions variables.

Après correction, le niveau de gris dans les mèches et dans l'air est suffisamment constant pour permettre de caractériser la fraction volumique de fibres. Le niveau de gris mesuré en tomographie (noté  $Ng$ ) est dépendant du niveau de gris des mèches ( $Ng_m$ ), du niveau de gris de l'air ( $Ng_a$ ) et de la fraction volumique de mèches ( $Vf_m$ ) :

$$Ng = Ng_m Vf_m + Ng_a(1 - Vf_m) \quad (2.15)$$

Les constantes  $Ng_c$  et  $Ng_a$ , après correction, sont lues sur la figure 2.18. L'atténuation du carbone est estimée sur des mèches. Or, une mèche est un milieu hétérogène composé à la fois de carbone et d'air. C'est pour cette raison que nous avons introduit ici la fraction volumique de fibres des mèches, supposée égale à 60%, ce qui est approximativement la valeur obtenue par Bizet *et al.* [40] à partir d'une série de coupes destructives.

Nous présentons deux résultats. Le premier est la fraction volumique de fibres en fonction de la position 2.19. La ligature apparaît comme une zone plus dense et la fraction volumique de fibres est très faible autour des ligatures. Ce test permet de voir l'homogénéité de la préforme sur une coupe transverse.

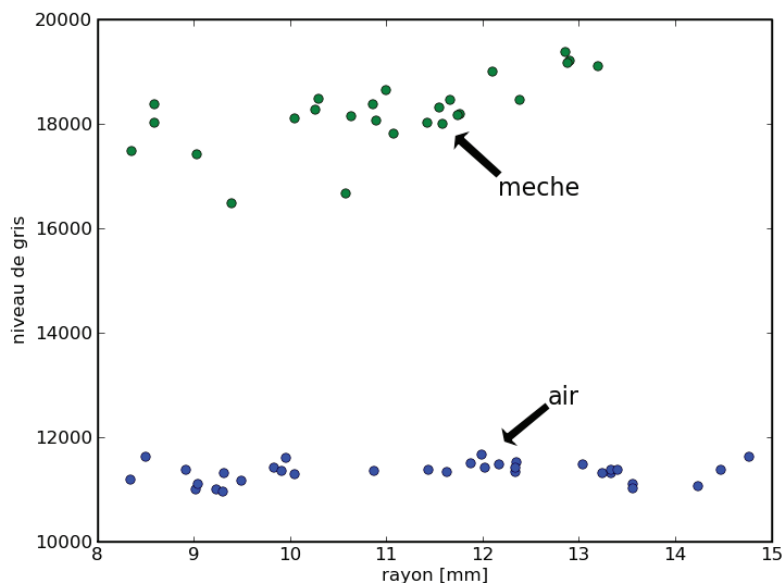


FIGURE 2.18: Niveau de gris dans les mèches et dans l'air en fonction de la position après correction de l'image

Le second résultat est la fraction volumique de la préforme en fonction du rayon (Figure 2.20). Le niveau de gris moyen (noté  $\bar{N}_g$ ) en fonction du rayon (noté  $R$ ) se calcule en faisant une moyenne sur des anneaux concentriques :

$$\bar{N}_g(R) = \frac{\int_{R-\Delta R}^{R+\Delta R} N_g(r) dV}{\int_{R-\Delta R}^{R+\Delta R} dV} \quad (2.16)$$

Ce résultat est comparé à la fraction volumique de fibres estimée par *modeleVf* avec des paramètres identifiés sur la préforme :

- diamètre nominal : 50 mm
- nombre de mèche : 120
- masse linéique de mèche :  $2 \cdot 10^{-4}$  kg/m
- pas entre deux ligatures : 2,7 mm
- l'angle des plis par rapport à l'axe du tube :  $17,5^\circ$
- Nombre de plis : 110
- Le paramètre  $r_c$  (Équation 2.8) : 24 mm

La fraction volumique de fibres est très faible jusqu'à un rayon de 25 mm tant pour *modeleVf* que pour l'image de tomographie. Nous notons un écart entre les deux résultats. Il est possible que cet écart provienne de la correction que nous avons appliquée sur l'image de tomographie. En effet, nous avons identifié les paramètres de la correction sur une coupe radiale en supposant que cette coupe était représentative

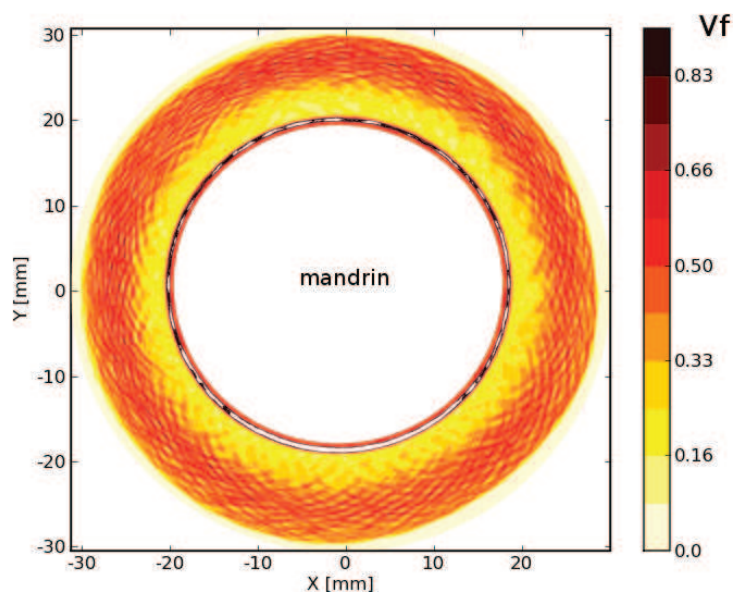


FIGURE 2.19: *Variation de la fraction volumique de fibres en fonction de la position*

de l'image de tomographie. Or, il est très probable que le durcissement de faisceau provoque aussi une variation de niveau de gris suivant la hauteur de l'échantillon. Sur le résultat de tomographie, la fraction volumique de fibres s'écroule à partir de 28 mm car on arrive à l'extrémité des plis. Cet « écroulement » n'a pas été pris en compte dans *modeleVf* et c'est la raison pour laquelle les valeurs prédites par *modeleVf* n'ont pas été reportées sur la figure 2.20 à partir de 28 mm.

Ce résultat est très satisfaisant compte tenu des approximations commises, tant pour l'analyse basée sur la tomographie que pour le modèle. Malgré des méthodes très différentes, nous arrivons à des résultats qualitativement en bon accord.

Nous pouvons en déduire que *modeleVf* est un outil prédictif dans l'estimation de la fraction volumique de fibres. Notons que la fraction volumique de fibres chute considérablement dans la zone où les plis sont courbes, précisément à cause de cette courbure.

Notons que cette comparaison a été menée sur une préforme expérimentale qui ne respectait pas forcément le cahier des charges industriel.

**Comparaison *modeleVf*/masse totale de renfort** Le troisième critère de validation concerne l'estimation de la masse totale de renfort par *modeleVf* sur tous les plis par rapport à la masse de renfort introduite dans le moule. Le pli est supposé parfaitement conique.

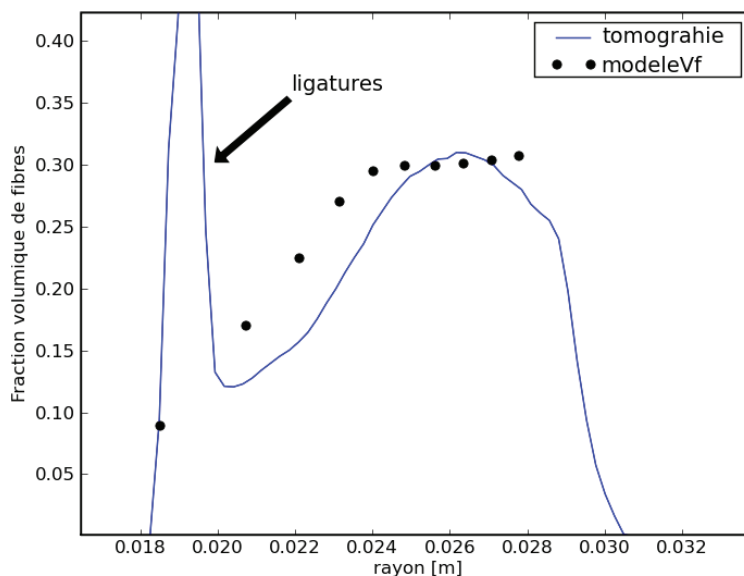


FIGURE 2.20: Variation de la fraction volumique de fibres en fonction du rayon par modeleVf et par tomographie par rayons X

*ModeleVf* estime la masse totale de renfort à partir de la masse linéique des mèches, en faisant la somme sur toutes les mailles constituant un pli, puis sur tous les plis constituant une préforme, en faisant l'hypothèse que tous les plis sont identiques. *ModeleVf* prédit une masse de renfort de 200 g, lorsque les plis sont parfaitement coniques alors que 220 g de renfort sont généralement introduits dans le moule expérimentalement. Nous constatons une variation de l'ordre de 10%, ce qui est satisfaisant, compte tenu des approximations utilisées par le modèle. Cette variation est due au fait que nous utilisons la masse linéique (donnée constructeur) d'une mèche pour estimer la masse de la préforme.

Néanmoins, il est assez dérangeant de modéliser des plis dont la fraction volumique de fibres moyenne ne respecte pas la masse totale introduite dans le moule. Par ailleurs, l'erreur commise peut avoir une influence sur la fraction volumique de fibres et donc sur les propriétés d'injection de la préforme. Pour ces deux raisons, nous proposons de corriger la fraction volumique de fibres moyenne sur le pli pour qu'elle soit égale au taux volumique de fibres moyen imposé par les paramètres du procédé (noté  $Vf_{process}$ ), défini par l'équation :

$$Vf_{process} = \frac{m}{\rho_f V} \quad (2.17)$$

Avec  $m$  la masse de renfort introduite [kg]  
 $\rho_f$  la masse volumique des fibres [kg/m<sup>3</sup>]  
 $V$  le volume du moule

Nous appliquons la fraction volumique de fibres corrigée (notée  $\widehat{Vf}_i$ ), à la fraction volumique de fibres calculée précédemment par la relation 2.13 sur chaque maille de chaque pli. La fraction volumique de fibres corrigée s'écrit :

$$\widehat{Vf}_i = \frac{Vf_{process}}{Vf_{moy}} Vf_i \quad (2.18)$$

avec  $Vf_{moy}$  la fraction volumique de fibres moyenne sur le tube définie par :

$$Vf_{moy} = \frac{1}{V} \int_V Vf(r) dV = \frac{2}{r_{cm}^2 - r_m^2} \int_{r=r_m}^{r_{cm}} Vf(r) r dr \quad (2.19)$$

Cette approche peut être généralisée au cas où les plis ont une fraction volumique de fibres variable d'un pli à l'autre (cas d'une compaction hétérogène). Nous pouvons alors spécifier une fraction volumique de fibres différente sur chaque pli.

Nous avons montré que *modeleVf* est un outil prédictif pour l'estimation de la fraction volumique de fibres localement sur un pli. De même nous avons montré que *modeleVf* est capable de calculer le cisaillement des mailles du pli assez précisément.

Les potentialités de cet outil sont importantes. Par exemple, nous pouvons nous servir de cet outil pour tester virtuellement une gaine dont les caractéristiques seraient différentes (à géométrie fixée) et observer le gain (en termes de fraction volumique de fibres) par rapport à la solution actuelle. Inversement, nous pouvons nous servir de ce modèle pour choisir la gaine la plus adaptée pour un tube dont la géométrie serait différente (en termes de rayon intérieur et extérieur).

Ce modèle permet aussi d'étudier l'influence de la courbure des plis sur la fraction volumique de fibres. Nous avons observé que la fraction volumique de fibres chute considérablement dans la zone de courbure. Cette zone de courbure doit être évitée et notre modèleVf peut jouer un rôle de premier plan dans la compréhension des mécanismes de génération de la courbure du pli.

La section suivante est dédiée à l'exploitation de ce modèle pour maximiser le taux de fibres moyen sur le tube.

## 2.4 Application de *modeleVf* : maximisation de la fraction volumique de fibres moyenne

Comme les fibres ont des propriétés mécaniques et thermiques plus intéressantes que la résine, il est intéressant d'augmenter la fraction volumique de fibres sur le composite final. Nous allons donc chercher à répondre à une question simple : comment

choisir la gaine optimale pour que la fraction volumique de fibres moyenne soit maximale, pour notre procédé? Pour cela, nous allons chercher les paramètres de tressage optimaux pour la gaine : nombre de mèches ( $N_m$ ) et diamètre nominal ( $D_n$ ). Pour cela, nous utilisons le modèle que nous avons mis en œuvre à la section précédente.

En l'occurrence, le préformage a été décomposé en deux phases, une phase de déformation par cisaillement et une phase de compaction.

La voie la plus naturelle pour augmenter la fraction volumique de fibres est d'augmenter la pression de compaction des plis, à l'échelle de la préforme. Malheureusement, augmenter la pression de compaction pose des difficultés pour le préformage qui dépassent le cadre de cette étude. Une autre approche consisterait à travailler sur le cisaillement des plis pour augmenter la fraction volumique de fibres, à l'échelle du pli.

C'est cette seconde approche qui est privilégiée ici. Nous allons donc chercher à augmenter le cisaillement des plis lors du préformage pour augmenter la fraction volumique de fibres. Nous nous donnons une limitation : l'angle de cisaillement maximal ne doit pas dépasser l'angle de blocage de la gaine, défini à la section 2.2.1.

La démarche que nous adoptons est de faire une étude paramétrique complète où le diamètre nominal ( $D_n$ ) et le nombre de mèches ( $N_m$ ) varient sur une large plage de données, à l'aide du modèle développé (*modeleVf*). Cette étude paramétrique sert de référence aux outils d'optimisation que nous présenterons ensuite. Enfin, une simplification du problème est présentée pour avoir un modèle simple permettant de prédire les paramètres de tressage optimaux garantissant une fraction volumique de fibres maximale. Pour toute cette étude, nous supposons que les plis sont parfaitement coniques. Nous avons ainsi trois démarches, que nous exposerons successivement :

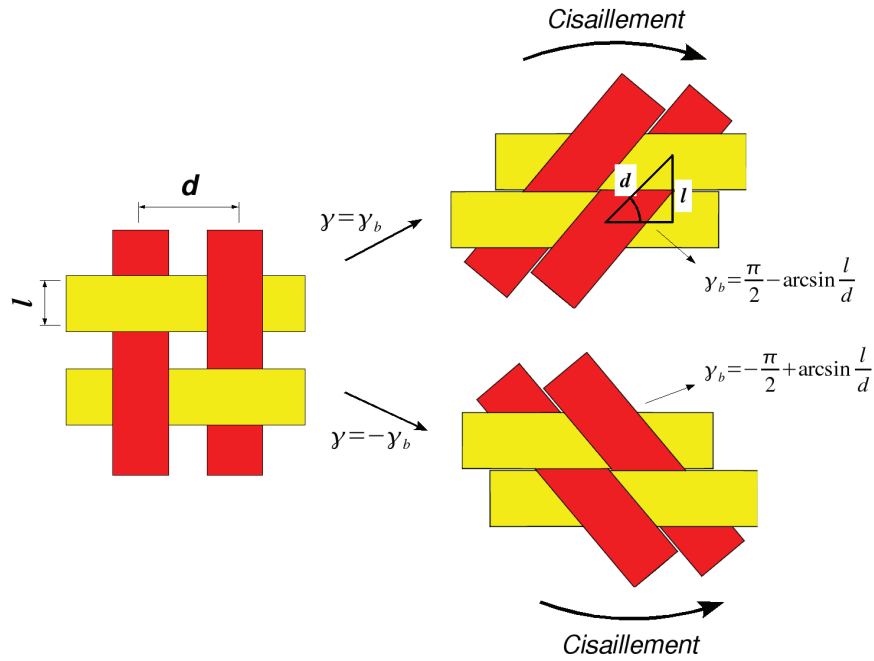
- Étude paramétrique complète
- Méthodes d'optimisation
- Modèle simplifié

Tout d'abord, *modeleVf* doit être enrichi pour prendre en compte la limitation sur les angles de cisaillement.

### 2.4.1 Prise en compte de l'angle de blocage dans *modeleVf*

L'angle de cisaillement est estimé par les relations 2.9. Pour le préformage, nous avons souhaité que cet angle ne dépasse pas l'angle de blocage pour éviter les problèmes de préformage présentés à la section 2.2.1.




 FIGURE 2.21: *Angle de blocage*

Pour notre modèle, nous proposons de calculer l'angle de blocage (noté  $\gamma_b$ ) lorsque les mèches sont en contact latéralement (Figure 2.21) :

$$\gamma_b = \frac{\pi}{2} - \arcsin \frac{l}{d} \quad \text{et} \quad \gamma'_b = -\frac{\pi}{2} + \arcsin \frac{l}{d} \quad (2.20)$$

avec  $l$  la largeur d'une mèche [m]. Il y a deux valeurs pour l'angle de blocage, suivant le sens dans lequel le renfort est cisailé. Ainsi, pour vérifier si l'angle de blocage n'est pas atteint, il faut que l'angle de cisaillement ( $\gamma(r)$ ) vérifie les inéquations suivantes :

$$-\frac{\pi}{2} + \arcsin \frac{l}{d} < \gamma(r) < \frac{\pi}{2} - \arcsin \frac{l}{d}, \quad \forall r \in [r_m, r_{cm}] \quad (2.21)$$

### 2.4.2 Étude paramétrique en fonction des paramètres de préformage

Pour cette étude paramétrique, nous faisons varier les paramètres de la gaine (diamètre nominal  $D_n$  et nombre de mèches  $N_m$ ) sur une plage de données importante. Pour une largeur de mèche donnée, nous vérifions que le critère de non blocage est respecté (Équation 2.21). La largeur des mèches est fixe et les plis sont parfaitement coniques.

Pour une largeur de mèche fixée à 1,5 mm, le résultat de l'étude paramétrique est présenté sur la figure 2.22. Ce résultat est double. D'une part, le modèle mis en œuvre

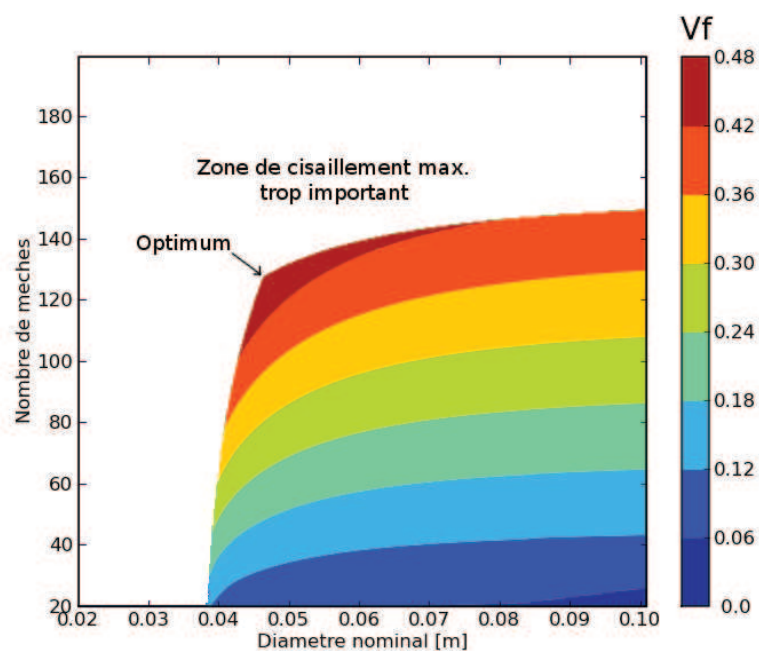


FIGURE 2.22: Fraction volumique de fibres pour différentes valeurs de  $D_n$  et  $N_m$  et pour une largeur de mèche fixée à 1,5 mm

est capable de déterminer la zone de processabilité, représentée en couleurs sur la figure 2.22. Nous définissons le domaine de processabilité comme l'ensemble des gaines (de paramètres  $D_n$  et  $N_m$ ) pour lesquelles le cisaillement sur le pli est inférieur à l'angle de blocage. La zone blanche est la zone non-admissible où le cisaillement maximum est trop important. D'autre part, nous pouvons déterminer la zone où le taux volumique de fibres est maximal. Nous observons que cette zone est située aux abords du domaine de processabilité. Ce résultat était prévisible comme la fraction volumique de fibres est plus élevée lorsque le cisaillement augmente (Équation 2.1). Nous remarquons que le taux de fibres optimal se situe pour un diamètre nominal de gaine et un nombre de mèches valant approximativement 45 mm et 130.

L'étude paramétrique précédente a été établie pour une largeur de mèche fixe. Pourtant, la plupart des fournisseurs proposent des gaines dont les mèches ont des largeurs différentes, en jouant sur le nombre de fibres constituant la mèche. Dans cette optique, nous proposons de regarder l'influence de la largeur de la mèche sur la zone de processabilité. Le résultat est présenté sur la figure 2.23. Nous remarquons que l'augmentation de la largeur des mèches, réduit considérablement le choix en termes de nombre de mèches ( $N_m$ ) mais a assez peu d'influence sur le diamètre nominal ( $D_n$ ).

Cette étude paramétrique sert de référence pour les calculs d'optimisation que nous présentons dans les paragraphes suivants.

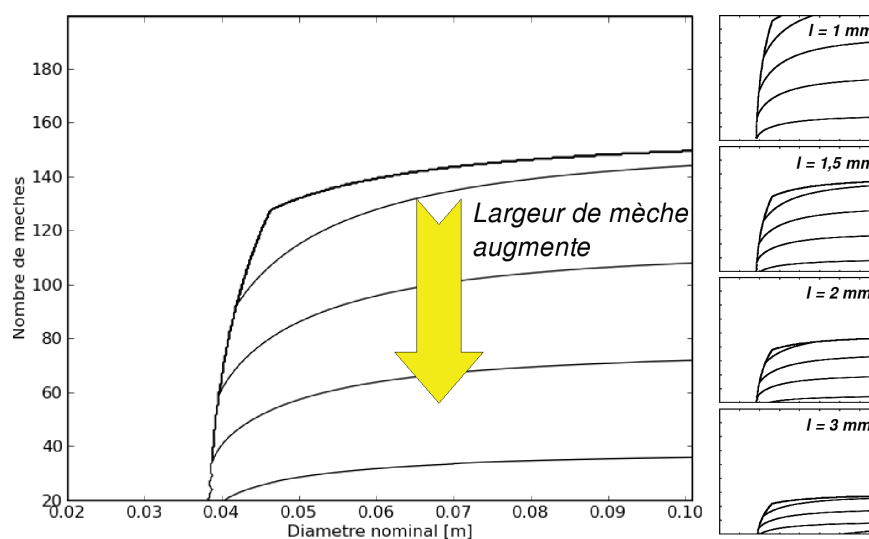


FIGURE 2.23: Influence de la largeur des mèches sur le domaine de processabilité

### 2.4.3 Optimisation

L'étude paramétrique donne une information complète sur la valeur du taux volumique de fibres moyen en fonction des paramètres de préformage. Elle présente l'inconvénient de nécessiter beaucoup de calculs (environ 50 000 calculs sont nécessaires pour obtenir la figure 2.22) dont la plupart ne présentent pas d'intérêt en pratique. Nous nous intéressons donc à une méthode d'optimisation, qui devrait converger vers le taux de fibres maximum en quelques itérations.

Le problème d'optimisation revient à chercher  $D_n$  et  $N_m$  pour que la fraction volumique de fibres moyenne soit maximale, sous la contrainte que les angles de cisaillement ne soient pas supérieurs à l'angle de blocage (Équation 2.21). Mathématiquement, le problème d'optimisation s'écrit :

$$\left\{ \begin{array}{l} \max V f_{moy}(D_n, N_m) = \frac{2}{r_{cm}^2 - r_m^2} \int_{r=r_m}^{r_{cm}} V_f(r) r dr \\ \text{sous la contrainte } -\frac{\pi}{2} + \arcsin \frac{l}{d} < \gamma(r) < \frac{\pi}{2} - \arcsin \frac{l}{d} \quad \forall r \in [r_m, r_{cm}] \end{array} \right. \quad (2.22)$$

Ce problème d'optimisation est traité grâce à la bibliothèque d'optimisation Scipy [41]. Parmi tous les algorithmes d'optimisation disponibles, nous utilisons l'algorithme du simplexe de Nelder et Mead [42] pour sa simplicité et sa robustesse. Une description de la méthode du simplexe et des autres algorithmes d'optimisation de la bibliothèque Scipy est présentée par Nocedal et Wright [43]. Une pénalisation est utilisée pour imposer la contrainte sur l'angle de cisaillement.

Nous pouvons réécrire le problème d'optimisation défini par l'équation 2.22 en modifiant la fonctionnelle à maximiser en intégrant la contrainte. Ce problème revient

à maximiser la fonction  $\widehat{V}f_{moy}$ , solution de l'équation suivante :

$$\max \widehat{V}f_{moy}(D_n, N_m) = \underbrace{\frac{2}{r_{cm}^2 - r_m^2} \int_{r=r_m}^{r_{cm}} V_f(r) r dr}_{\text{fraction volumique de fibres moyenne}} - \underbrace{\beta(\max |\gamma| - \gamma_b)}_{\text{contrainte sur le cisaillement}} \quad (2.23)$$

avec  $\beta$  un coefficient valant 0 si l'angle de blocage n'est pas atteint et une valeur positive définie par l'utilisateur si l'angle de blocage est atteint ou dépassé (Figure 2.22).

Sur la figure 2.24, nous observons la trajectoire empruntée par la méthode du simplexe pour différentes conditions initiales prises arbitrairement. La méthode ne converge pas systématiquement vers l'optimum déterminé lors de l'étude paramétrique. En effet, ces méthodes dites « déterministes » sont sensibles aux extremums locaux et c'est probablement la raison pour laquelle certains calculs ne convergent pas vers le maximum global.

D'autres méthodes basées sur des algorithmes de gradient ont aussi été testées. La convergence est théoriquement plus rapide que pour la méthode du simplexe. En pratique, nous avons constaté que ces méthodes ne convergent pas et nous supposons que le problème vient de la méthode de pénalisation que nous utilisons. En effet, ces méthodes calculent le gradient de la fonction 2.23 par différences finies et, à l'approche de la frontière du domaine de processabilité, le gradient de notre fonction à maximiser n'est pas continu, à cause de la pénalisation. En conséquence, le gradient n'est pas estimé convenablement et les méthodes numériques divergent.

Néanmoins, nous voyons que tous les calculs convergent de manière différente vers les bornes du domaine de processabilité atteint avec l'étude paramétrique. Ce résultat nous conforte dans l'idée que l'optimum est obtenu lorsque le cisaillement est maximal et que l'angle de blocage est atteint. Ce constat est à l'origine de la méthode que nous allons présenter.

#### 2.4.4 Simplification du modèle

Au paragraphe précédent, nous avons montré que l'optimum est obtenu lorsque l'angle de blocage est atteint. Comme le cisaillement maximal ne peut être atteint qu'à une extrémité (rayon intérieur  $r = r_m$  ou extérieur  $r = r_{cm}$ ), nous voyons apparaître deux cas de figure, qui sont récapitulés dans le tableau 2.2.

Le cisaillement maximal est atteint sur le diamètre intérieur (*i.e.* en haut du pli conique). Nous pouvons calculer le cisaillement sur le rayon intérieur (noté  $\gamma_m$ ) :

$$\gamma_m = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \frac{\sqrt{2} r_m}{D_n} \quad (2.24)$$

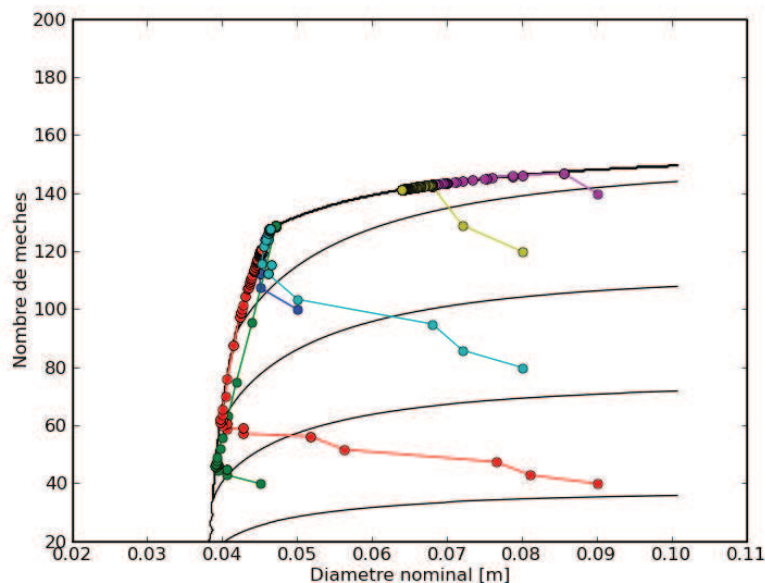


FIGURE 2.24: *Trajectoires empruntées par la méthode du simplexe pour différentes conditions initiales*

avec  $r_m$  le rayon intérieur. Lorsque nous écrivons que le cisaillement sur le rayon intérieur (Équation 2.24) est égal à l'angle de blocage (Équation 2.20), nous obtenons la relation suivante :

$$2 \arcsin \frac{\sqrt{2} r_m}{D_n} - \arcsin \frac{l N_m}{\sqrt{2} \pi D_n} = 0 \quad \text{si } r = r_m \quad (2.25)$$

Les différents paramètres de la gaine doivent respecter cette relation (Équation 2.25) pour assurer que l'angle de blocage soit atteint sur le rayon intérieur.

De même, le cisaillement maximal est atteint sur le rayon extérieur en  $r = r_{cm}$  (*i.e.* en bas du pli conique). Nous pouvons calculer le cisaillement sur le rayon intérieur (noté  $\gamma_{cm}$ ) :

$$\gamma_{cm} = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \frac{\sqrt{2} r_{cm}}{D_n} \quad (2.26)$$

et les paramètres de tressage de la gaine doivent respecter la relation :

$$2 \arcsin \frac{\sqrt{2} r_{cm}}{D_n} + \arcsin \frac{l N_m}{\sqrt{2} \pi D_n} - \pi = 0 \quad \text{si } r = r_{cm} \quad (2.27)$$

avec  $r_{cm}$  le rayon extérieur.

Les équations 2.25 et 2.27 n'ont pas de solution  $(D_n, N_m)$  analytique, à notre connaissance. Nous les résolvons numériquement en utilisant l'algorithme de Newton intégré dans Scipy.

<p><b>Le cisaillement maximal est atteint en haut du cône</b>  <b>en <math>r = r_m</math></b></p>	<p><b>Le cisaillement maximal est atteint bas du cône</b>  <b>en <math>r = r_{cm}</math></b></p>
<p><b>Angle de blocage</b></p>	
$\gamma_b = \frac{\pi}{2} - \arcsin \frac{l}{d}$	$\gamma'_b = -\frac{\pi}{2} + \arcsin \frac{l}{d}$
<p><b>Expression du cisaillement</b></p>	
<p>sur le rayon intérieur</p> $\gamma_m = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_m}{D_n}$	<p>sur le rayon extérieur</p> $\gamma_{cm} = \frac{\pi}{2} - 2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_{cm}}{D_n}$
<p><b>Condition pour atteindre l'angle de blocage</b></p>	
<p>trouver <math>D_n, N_m</math> tels que :</p> $2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_m}{D_n} - \arcsin \frac{lN_m}{\sqrt{2}\pi D_n} = 0$	<p>trouver <math>D_n, N_m</math> tels que :</p> $2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_{cm}}{D_n} + \arcsin \frac{lN_m}{\sqrt{2}\pi D_n} - \pi = 0$

TABLEAU 2.2: Les deux cas de figure possibles pour atteindre le cisaillement maximal

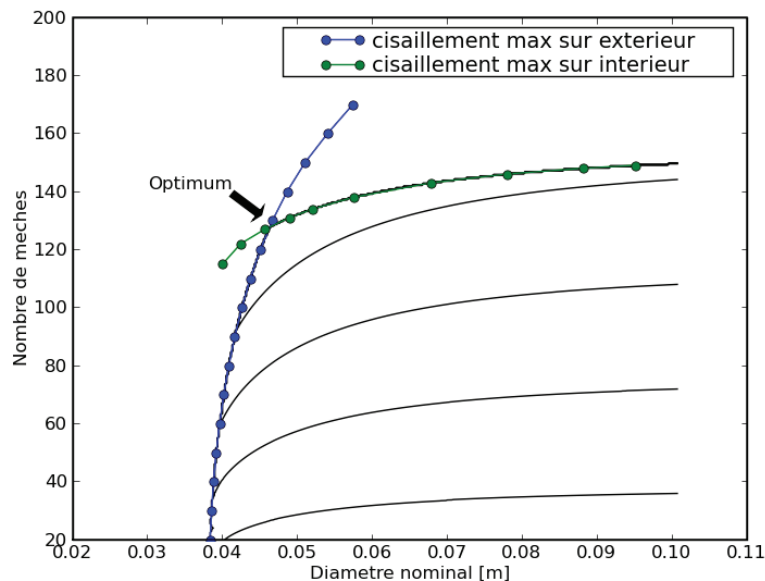


FIGURE 2.25: Couples  $(D_n, N_m)$  assurant un cisaillement maximal sur le rayon intérieur ou sur le rayon extérieur

L'ensemble des couples solutions  $(D_n$  et  $N_m)$  des équations 2.25 et 2.27 a été tracé et superposé aux résultats de l'étude paramétrique. Nous voyons que les équations 2.25 et 2.27 définissent bien les bords du domaine de processabilité. De plus, nous constatons que leur intersection correspond au taux volumique de fibres optimal déterminé par l'étude paramétrique (Figure 2.22).

Physiquement, cela signifie que le taux volumique de fibres maximal est atteint lorsque l'angle de blocage est atteint au niveau du rayon intérieur et au niveau du rayon extérieur. En effet, dans cette configuration, le cisaillement est maximal et le taux de fibres est lui aussi maximal.

Ce constat inspire la dernière méthode que nous présentons. Nous cherchons le diamètre nominal et le nombre de mèches pour que l'angle de blocage soit atteint à la fois au niveau du rayon intérieur et au niveau rayon extérieur. Mathématiquement, cela revient à chercher  $D_n$  et  $N_m$ , solutions des équations 2.25 et 2.27. Pour résoudre ce problème mathématiquement, nous l'écrivons sous la forme d'un problème d'optimisation. C'est-à-dire nous cherchons  $D_n$  et  $N_m$ , tels qu'ils minimisent la fonctionnelle  $\| f(D_n, Nm) \|_2$  où :

$$f(D_n, Nm) = \begin{pmatrix} 2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_m}{D_n} - \arcsin \frac{lN_m}{\sqrt{2\pi} D_n} = 0 \\ 2 \arcsin \frac{\sqrt{2}r_{cm}}{D_n} + \arcsin \frac{lN_m}{\sqrt{2\pi} D_n} - \pi = 0 \end{pmatrix} \quad (2.28)$$

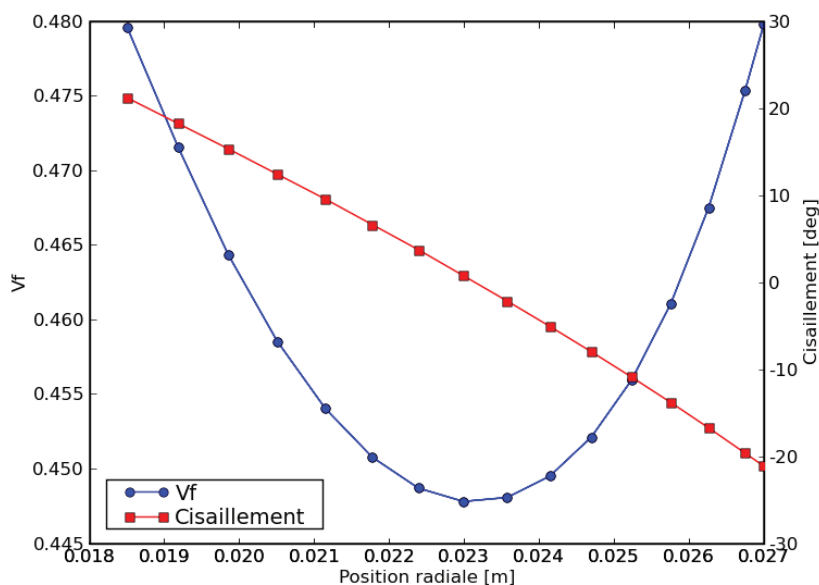


FIGURE 2.26: *Fraction volumique de fibres et cisaillement dans l'épaisseur du tube pour les paramètres  $D_n = 46$  mm,  $N_m = 128$  et  $l = 1,5$  mm*

Le calcul est résolu numériquement grâce à l'algorithme du simplexe, que nous avons déjà présenté. Pour notre gaine de carbone, le résultat du calcul donne un diamètre nominal ( $D_n$ ) et un nombre de mèches ( $N_m$ ) de 46,3 mm et 128 respectivement.

Ces valeurs correspondent au maximum global identifié par l'étude paramétrique, dont les valeurs étaient approximativement  $D_n = 45$  mm et  $N_m = 130$ . Cette méthode est donc applicable pour déterminer les paramètres de tressage optimaux en fonction des paramètres de la mèche (largeur de mèche) et de la géométrie du tube à réaliser (rayon intérieur et extérieur).

Pour ce cas optimal, le taux de cisaillement et la fraction volumique de fibres dans l'épaisseur du tube sont représentés sur la figure 2.26. En appliquant l'équation 2.20, nous pouvons calculer l'angle de blocage pour les paramètres  $D_n = 46$  mm,  $N_m = 128$  et  $l = 1,5$  mm. L'application numérique donne un angle de  $21^\circ$ . Nous remarquons que le cisaillement au niveau du rayon intérieur et du rayon extérieur est très proche de cette valeur limite (Figure 2.26). De plus, nous constatons que la fraction volumique de fibres est maximale au niveau du rayon intérieur et du rayon extérieur et minimale sur l'intérieur du tube où le cisaillement est le plus faible.

Nous allons tenter d'appliquer ce modèle à la problématique industrielle proposée par la société Roxel. La société Roxel produit différents tubes de protection thermique dont les géométries sont différentes, en termes de rayon intérieur et de rayon extérieur



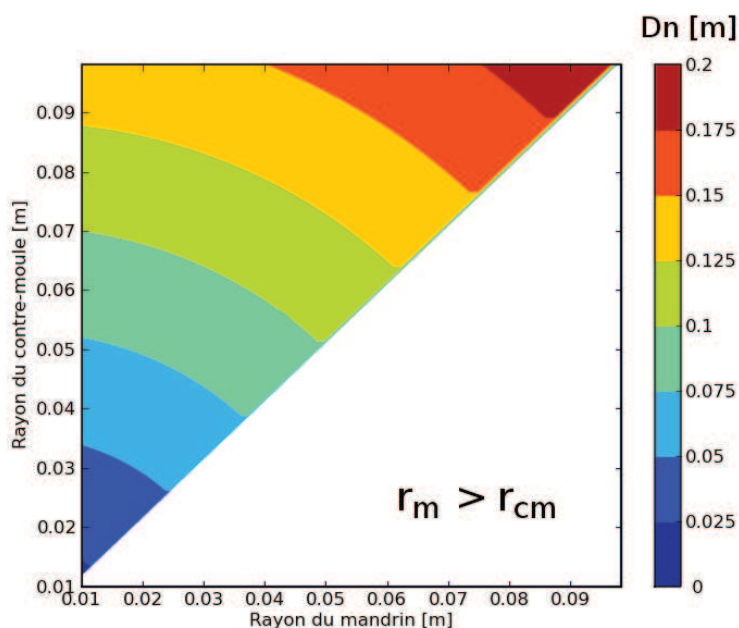


FIGURE 2.27: Valeur du diamètre nominal assurant un taux de fibres maximal pour différentes dimensions du tube

et de longueur. Nous aimerions appliquer les travaux que nous venons de décrire à ces différents tubes. À partir des modèles (Équation 2.28) que nous avons développés, nous allons établir des abaques pour le choix optimal de  $D_n$  et  $N_m$  en fonction de la géométrie des tubes. Pour cela, nous faisons varier le rayon intérieur ( $r_m$ ) et le rayon extérieur ( $r_{cm}$ ) sur une large plage de valeur.

Pour chaque couple de paramètres ( $r_m, r_{cm}$ ) nous calculons les paramètres optimaux de la gaine par la méthode que nous venons de décrire. Le résultat de cette étude est présentée sous la forme d'abaques 2.27 et 2.28, pour une largeur de mèche fixée à 1,5 mm et pour un pli parfaitement conique. La zone blanche de ces figures correspond à un rayon intérieur supérieur au rayon extérieur. Ce cas de figure n'a pas de sens et l'abaque n'a pas été défini dans ces zones.

Par simple lecture sur ces deux figures, le concepteur peut choisir les caractéristiques de la gaine les mieux adaptées à la géométrie du tube qu'il veut réaliser. Pour une géométrie de tube donnée ( $r_m$  et  $r_{cm}$ ) une lecture sur la figure 2.27 donne le diamètre nominal et la lecture sur la figure 2.28 donne le nombre de mèche idéal.

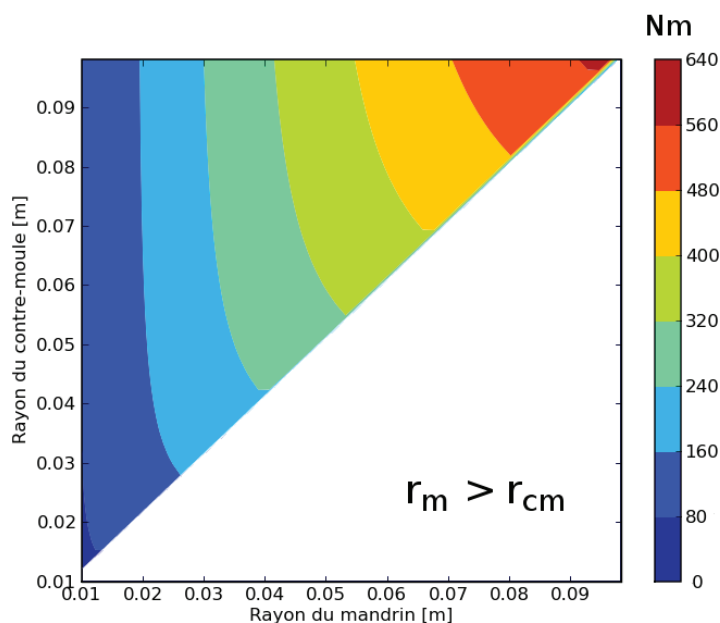


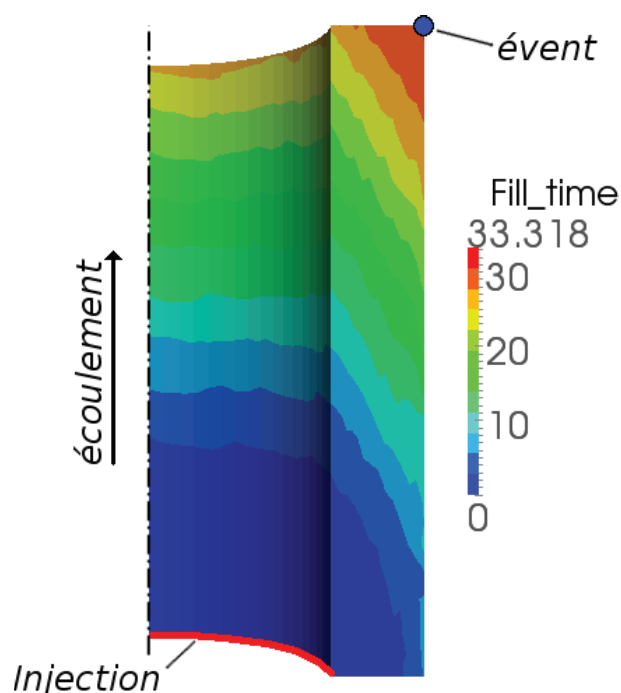
FIGURE 2.28: Valeur du nombre de mèches assurant un taux de fibres maximal pour différentes dimensions du tube

## 2.5 Illustration de l'influence du préformage sur l'écoulement de résine

Plusieurs auteurs se sont intéressés à la déformation des renforts et ont montré que cette déformation avait une influence sur l'imprégnation de la résine [9, 11, 12].

Pour montrer que le préformage a une influence sur la phase d'injection dans notre cas, nous présentons une simulation de la phase d'injection avec des plis parfaitement coniques, tels qu'ils ont été décrits en début de chapitre. Les programmes de modélisation seront plus largement présentés dans le chapitre 3. Ces programmes permettent de définir un taux volumique de fibres et une perméabilité localement. Les mesures de perméabilités planaires et transverses sont présentés au chapitre 3 et ce tenseur est orienté pour prendre l'orientation conique des plis. La fraction volumique de fibres est constante sur la préforme (=40%).

La géométrie sur laquelle nous faisons la simulation est un quart de tube, de rayon intérieur 18,5 mm, de rayon extérieur 27 mm, et de hauteur 60 mm. Nous simulons une injection de résine à pression imposée (1 bar) au niveau du seuil d'injection et à la pression atmosphérique au niveau de l'évent de sortie. Les conditions aux limites sont représentées sur la figure 2.29. Le maillage est constitué de 4400 nœuds et 20 000 éléments.

FIGURE 2.29: *Simulation de la phase d'injection d'une préforme avec des plis inclinés*

La figure 2.29 montre la position de résine pendant la phase d'injection. Cette simulation montre que le front de résine est incliné par rapport à l'axe du tube et il semble que le front de résine suive l'orientation conique des plis. Ce résultat confirme donc que le préformage a une incidence sur l'écoulement de résine.

## 2.6 Conclusions / perspectives

Au cours de ce chapitre nous avons présenté la préforme et les sollicitations auxquelles elle est soumise lors du préformage. Nous avons ensuite présenté un modèle pour prédire l'état de déformation de la gaine et la variation de fraction volumique de fibres sur la préforme. Par ce modèle nous avons relié les paramètres géométriques et procédés à l'état de déformation des plis constitutifs de la préforme et à leur fraction volumique de fibres.

Nous avons montré que cet outil est prédictif sur l'estimation du cisaillement le long du pli et sur l'estimation de la fraction volumique de fibres en tout point de la préforme. Ce modèle prédictif est un outil intéressant car il permet de tester virtuellement l'étape de préformage et ainsi de limiter le nombre d'essais en laboratoire, ce qui représente un gain financier et qui permet de raccourcir le temps de développement.

Nous nous sommes ensuite servis de ce modèle pour maximiser le taux de fibres moyen sur la préforme, en choisissant astucieusement la gaine à utiliser pour le procédé.

En perspectives de ces travaux, nous envisageons d'autres validations expérimentales de ces modèles que celles déjà effectuées. Nous pourrions choisir une gaine proche des valeurs optimales trouvées, de réaliser une préforme et de comparer les données mesurées sur la préforme aux données issues des modèles. Une autre possibilité consisterait à préformer cette gaine pour une géométrie différente. Nous pourrions alors utiliser les abaques des figures 2.27 et 2.28 et choisir la géométrie pour laquelle notre gaine donnerait un taux de fibres optimal. De même, une comparaison expérimental/numérique serait intéressante dans ce cas.

Une deuxième perspective à ces travaux concerne le choix du critère à optimiser. Nous avons choisi d'optimiser la fraction volumique de fibres moyenne car il s'agit de la quantité la plus simple à maximiser et qu'un taux de fibres maximal garantit une pièce avec de bonnes performances mécaniques et thermiques. En revanche, un taux de fibres maximal garantit aussi des pièces plus lourdes<sup>1</sup> et plus difficiles à imprégner par la résine. De plus, un taux de fibres maximal donnerait des performances optimales si le composite avait un comportement isotrope. D'une manière générale, le comportement des composites n'est pas isotrope et nous pourrions utiliser cette anisotropie pour imaginer des pièces encore plus performantes, et peut être moins lourdes et moins difficiles à imprégner. Par exemple, nous pourrions choisir d'optimiser les propriétés thermiques ou mécaniques du tube en prenant en compte la fraction volumique de fibres, mais aussi l'anisotropie des renforts.

Pour ces travaux, nous avons fait l'hypothèse que tous les plis constitutifs de la préforme sont identiques, en terme de courbure et d'épaisseur. Or, nos constatations montrent que cette hypothèse n'est pas toujours vérifiée et qu'il peut y avoir une variation d'épaisseur sur la hauteur. Il serait intéressant d'étudier l'influence de la variation de l'épaisseur du pli sur la hauteur de la préforme.

---

<sup>1</sup>La densité de la résine est plus faible que la densité du carbone

# Chapitre 3

## Analyse de l'écoulement de la résine

Ce chapitre s'intéresse à la description et la compréhension de l'écoulement de résine durant la phase d'injection du procédé RTM pour la fabrication des tubes présentés au chapitre 1. Cette phase est dans la continuité de l'étape de dépose.

Nous avons choisi de baser notre analyse sur une modélisation et une simulation. Les simulations vont nous permettre de visualiser le front de résine dans l'épaisseur en tout point de la préforme.

L'objectif de ce chapitre est de montrer la chaîne de simulation que nous avons mise en œuvre pour simuler la phase d'injection du procédé RTM appliquée à notre cas.

L'objectif second de ce chapitre est de fournir un modèle permettant de prédire la position du front de résine de manière fiable. Par la suite, ce modèle pourrait être enrichi pour prendre en compte la génération de porosités et le transport de bulles. Les résultats de simulations pourront ensuite être comparés aux résultats expérimentaux présentés au chapitre 4.

La première partie de ce chapitre est descriptive et vise à présenter les spécificités de notre étude et la complexité des phénomènes physiques ayant lieu durant la phase d'injection du procédé RTM. Nous présentons ensuite la chaîne de simulation et sa mise en œuvre.

### 3.1 Analyse de l'injection

Cette première section étudie les spécificités de notre étude. L'objectif est d'identifier les phénomènes physiques ayant lieu lors de l'écoulement. Les phénomènes identifiés seront étudiés plus finement dans les sections suivantes.

### 3.1.1 Généralités sur l'injection de protections thermiques

Nous présentons le mode d'imprégnation de la résine dans le moule, du seuil d'injection à l'évent de sortie. Une description plus détaillée du pilote (expérimental) de laboratoire est présentée à la section 4.2.

Au moment de l'injection, la résine doit franchir plusieurs éléments du moule (Figure 3.1) :

- le seuil d'injection. Il s'agit du point d'entrée dans le moule. Il est directement relié au pot à pression.
- Les canaux, au nombre de quatre, disposés à 90°
- La gorge annulaire. Les canaux apportent la résine en quatre points et cette gorge sert à avoir un front de résine droit lorsque la résine atteint la préforme. Elle mesure seulement quelques millimètres de haut, mais cette hauteur est suffisante pour avoir un front de résine homogène sur la préforme.
- la préforme. La résine s'écoule au sein de la préforme, du bas vers le haut. La description de cet écoulement est présentée ci-dessous.
- l'évent de sortie où l'excédent de résine est collecté.

L'écoulement au sein de la préforme est généralement vu comme un écoulement en milieu poreux. La résine joue alors le rôle du fluide mouillant et le renfort celui du milieu poreux [44]. Cet écoulement est nécessairement influencé par les caractéristiques des matériaux (résine et renfort) mais aussi par des paramètres procédés retenus.

D'une manière générale, une des difficultés majeures pour l'étude des écoulements en milieu fibreux réside dans l'architecture du renfort. En effet, suivant l'échelle à laquelle nous regardons la préforme, le milieu fluide n'a pas la même structure (Figure 3.2). À l'échelle microscopique, la mèche est constituée de fibres imperméables et la résine s'écoule autour de ces fibres. À l'échelle mésoscopique, nous voyons des mèches et des « zones sans renfort » autour de ces mèches, que nous appelons des macropores. À l'échelle macroscopique, la préforme est généralement considérée comme un milieu poreux continu.

Aux difficultés que nous venons de décrire, s'ajoute les difficultés spécifiques à notre étude. Nous verrons que la propriété principale pour l'injection est la perméabilité. Comme les plis des préformes étudiées sont inclinés, la perméabilité planaire, transverse et l'orientation du pli vont piloter l'écoulement (Figure 3.3).

Cette inclinaison de pli est une originalité par rapport aux travaux existants dans la littérature sur les tubes gainés [9, 45, 46, 47] et dont l'influence sur la phase d'injection n'a pas été étudiée.

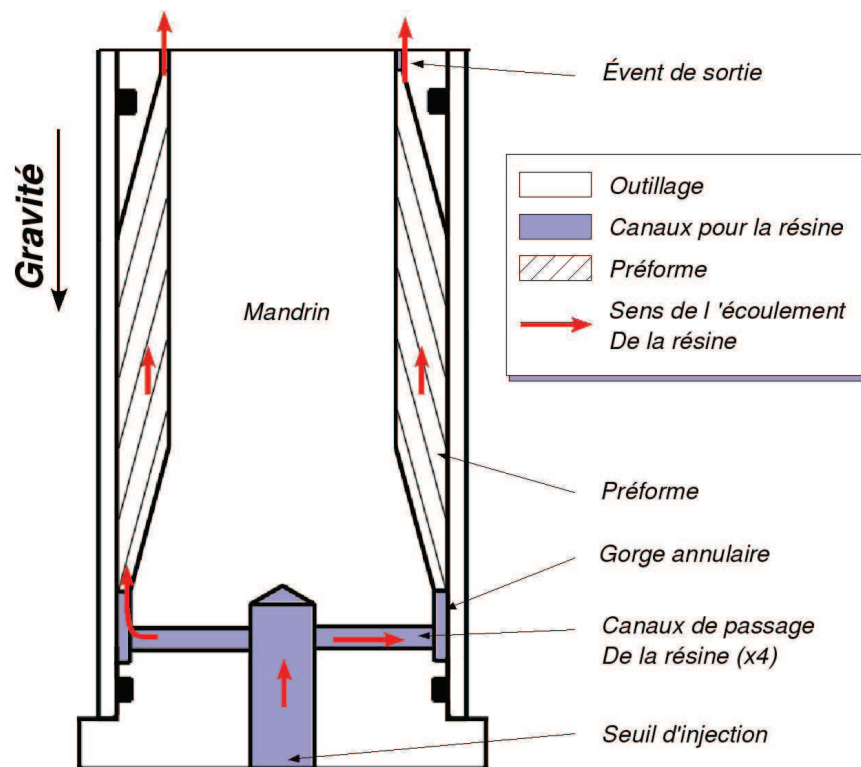


FIGURE 3.1: Schéma du moule RTM

Par ailleurs, au chapitre 2, nous avons constaté que la fraction volumique de fibres n'était pas homogène et que l'orientation des plis était variable en fonction du rayon.

Au cours de ce chapitre, nous allons étudier l'influence des phénomènes que nous venons d'énumérer sur la phase d'injection du procédé.

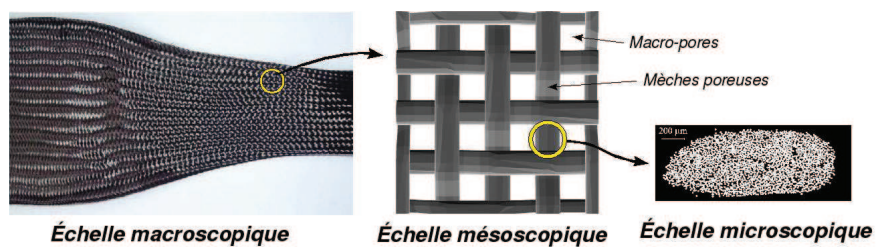
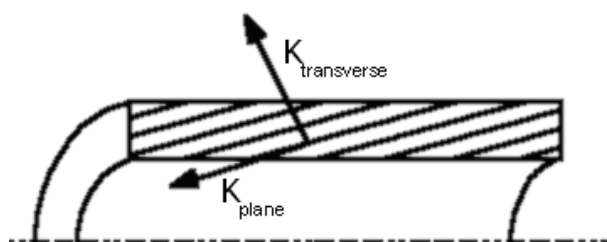


FIGURE 3.2: Les différentes échelles pour la phase d'injection (l'image à l'échelle microscopique est extraite de [40])


 FIGURE 3.3: *Orientation du tenseur de perméabilité*

### 3.1.2 La gravité a-t-elle une influence sur l'écoulement de résine ?

La plupart des auteurs négligent la gravité dans leurs modélisations. Mais cette hypothèse est-elle valable pour notre problème, sachant que l'injection de la pièce est verticale ?

Au cours de ce chapitre, nous présenterons l'équation de Darcy, que nous écrivons ici sans la détailler :

$$\vec{u} = -\frac{\overline{\overline{K}}}{\mu}(\vec{\nabla}P - \rho\vec{g}) \quad (3.1)$$

- avec
- $\vec{u}$  le champ de vitesse [m/s]
  - $\overline{\overline{K}}$  le tenseur de perméabilité [m<sup>2</sup>]
  - $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]
  - $\rho$  la masse volumique du fluide [kg/m<sup>3</sup>]
  - $\vec{g}$  le vecteur gravité dont la norme vaut 9,81 m.s<sup>-2</sup>

Cette équation modélise l'écoulement en milieu poreux. Dans cette équation, deux phénomènes sont en compétition pour le calcul de la vitesse de l'écoulement de la résine :

- le gradient de pression, modélisé par le terme  $\vec{\nabla}p$
- la gravité, modélisée par le terme  $\rho\vec{g}$

Pour estimer l'importance de la gravité pour la phase d'imprégnation du procédé RTM nous allons comparer qualitativement les termes de pression et de gravité, d'une manière analogue à ce qui est pratiqué en mécanique des fluides lorsque nous adimensionnons les équations.

Pour l'estimation du gradient de pression de l'équation de Darcy (Équation 3.1), nous considérons une pression d'injection ( $P_{inj}$ ), de l'ordre de 2 bars et la position du front  $L$  valant 0,3 m (environ la hauteur totale la pièce). Nous nous replaçons dans un problème à une dimension. L'application numérique donne :

$$\|\vec{\nabla}p\| \approx \frac{P_{inj}}{L} = 6,7 \cdot 10^5 \text{ Pa/m} \quad (3.2)$$



<b>Paramètres matière (résine et renfort)</b>		
Désignation	notation	unité
Fraction volumique de fibres	$V_f$	adim.
perméabilité planaire	$k_p$	$m^2$
perméabilité transverse	$k_t$	$m^2$
viscosité dynamique	$\mu$	Pa.s
tension de surface	$\gamma$	N/m
angle de mouillabilité	$\theta$	degrés
Rayon des fibres constitutives d'une mèche	$r_f$	m
<b>Paramètres procédés</b>		
pression d'injection	$P_{inj}$	Pa
débit d'injection	$Q_{inj}$	$m^3/s$
température	$T$	$^{\circ}C$

 TABLEAU 3.1: *Liste des paramètres pour la phase d'injection*

Pour l'estimation du terme de la gravité dans l'équation (Équation 3.1), nous considérons une masse volumique de  $1200 \text{ kg/m}^3$  et que l'accélération de la pesanteur vaut  $10 \text{ m/s}^2$ . L'application numérique donne :

$$\|\rho \vec{g}\| \approx 1200 \times 10 = 1,2 \cdot 10^4 \text{ Pa/m} \quad (3.3)$$

L'application numérique montre que les effets de la gravité sont 50 fois moins importants que les effets dus à la pression d'injection, dans les conditions opératoires que nous avons généralement pour l'injection des tubes.

Nous concluons que l'effet de la gravité est donc négligeable pour notre application. La gravité ne sera pas prise en compte dans nos modélisations.

### 3.1.3 Liste des paramètres associés à l'étape d'injection

Au travers de cette description du procédé, nous avons vu apparaître certains paramètres, tant sur les matériaux employés (résine et renfort) que des paramètres procédés. Certains paramètres sont aussi présentés ici et seront introduits dans la suite de ce chapitre. Ces paramètres sont énumérés dans le tableau 3.1.

Notons que les paramètres du renfort sont dépendants de l'état de déformation de la préforme, et donc des paramètres de préformage.

## 3.2 La phase d'injection : un problème multi-échelle

L'objectif ici est de comprendre tous les phénomènes ayant lieu lors des écoulements insaturés à l'échelle macroscopique, échelle qui nous intéresse sur le plan industriel. Comme nous l'avons signalé au chapitre 2, nos préformes sont des milieux poreux multi-échelles et plusieurs phénomènes prennent naissance à l'échelle microscopique et mésoscopique. Différents auteurs (par exemple [48, 49]) observent que ces phénomènes ont une influence sur l'écoulement de résine macroscopique et doivent être pris en compte.

À partir des écoulements à l'échelle microscopique, nous allons étudier l'écoulement à l'échelle mésoscopique puis macroscopique. Pour chaque échelle, nous étudierons les écoulements saturés en résine puis les écoulements insaturés. Ces changements d'échelles nécessitent des outils théoriques, que nous présenterons également.

### 3.2.1 Écoulement de résine à l'échelle microscopique

À l'échelle microscopique, la mèche peut être vue comme un ensemble de fibres imperméables autour desquelles la résine s'écoule (Figure 3.2, à droite). À cette échelle, l'écoulement de la résine est piloté par les lois de la mécanique des fluides (voir par exemple [50]). Pour les écoulements isothermes et saturés, la conservation de la masse de résine et la loi de conservation de la quantité de mouvement (*i.e.* l'équation de Navier-Stokes) permettent de décrire l'écoulement du fluide.

L'équation de conservation de la masse s'écrit :

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = 0 \quad (3.4)$$

avec  $\rho$  la masse volumique du fluide [ $kg/m^3$ ]  
 $\vec{v}$  le champ de vitesse du fluide [ $m/s$ ]

Dans le cas général, l'équation de conservation de la quantité de mouvement s'écrit :

$$\frac{\partial \rho \vec{v}}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v} \otimes \vec{v}) = -\vec{\nabla} p + \vec{\nabla} \cdot \vec{\tau} + \rho \vec{f} \quad (3.5)$$

avec  $p$  le champ de pression [Pa]  
 $\vec{\tau}$  le tenseur des contraintes visqueuses [Pa]  
 $\vec{f}$  les forces de volume (par exemple la pesanteur) [N]

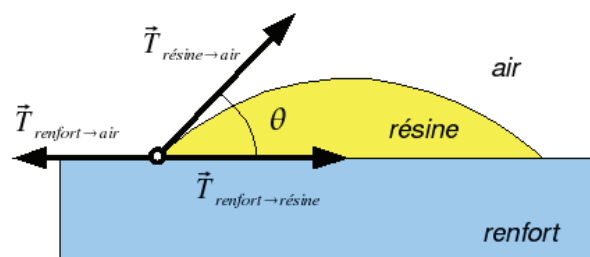


FIGURE 3.4: Tension superficielle et mouillabilité

Pour les écoulements en milieu poreux, le nombre de Reynolds est largement inférieur à 1. Le terme advectif de l'équation de Navier-Stokes (Équation 3.5) peut alors être négligé. La conservation de la quantité de mouvement est alors gouvernée par l'équation de Stokes :

$$\frac{\partial \rho \vec{v}}{\partial t} = -\vec{\nabla} p + \vec{\nabla} \cdot \vec{\tau} + \rho \vec{f} \quad (3.6)$$

Lorsque l'écoulement est insaturé et que la résine et l'air sont présents, nous voyons apparaître les effets de la tension superficielle (entre l'air et la résine) et les effets de la mouillabilité (entre l'air, la résine et le renfort) sur l'écoulement de la résine.

La tension superficielle est présente dès que deux fluides non miscibles sont en contact et elle est due à l'attraction entre les molécules [50]. Il s'agit d'une force, existant au niveau du front, qui tend à s'opposer à la rupture de la surface. La tension superficielle est caractérisée par le coefficient de tension de surface entre l'air et la résine (noté  $\gamma$  [ $\text{N.m}^{-1}$ ]).

Lorsque trois phases (résine, air et renfort) sont réunies, le front de résine est caractérisé par un angle de contact  $\theta$  qui peut varier entre  $0^\circ$  (pour les fluides non mouillants), et  $180^\circ$  (pour les fluides mouillants) et dont la valeur dépend des propriétés des phases en présence. Cet angle de contact peut être calculé à partir des tensions superficielles des trois phases en présence (Figure 3.4).

La conséquence des effets capillaires est qu'il existe une discontinuité de pression à travers l'interface séparant deux fluides non miscibles (air et résine, par exemple). L'amplitude de cette discontinuité dépend de leur tension superficielle mais aussi du rayon de courbure local de l'interface (notée  $r_{cap}$ ). Cette différence de pression est appelée la pression capillaire (notée  $P_{cap}$ ) et s'écrit :

$$P_{cap} = \frac{2 \gamma \cos \theta}{r_{cap}} \quad (3.7)$$

Lorsque le fluide est mouillant, elle correspond physiquement à la tendance d'un milieu poreux à aspirer ce fluide. À l'échelle microscopique, la résine se retrouve aspirée entre les fibres constituant la mèche par la pression capillaire. Les paramètres précédés

ont peu d'influence, à cette échelle.

Une très bonne description des écoulements de fluides monophasiques et diphasiques est développée par Batchelor [50]. Bico [51] traite des écoulements multiphasiques en milieux poreux et des problèmes d'ascension capillaire. Nous pouvons aussi nous référer aux ouvrages classiques de mécanique des milieux poreux [52, 53]. Les moyens d'essais existants pour mesurer la tension de surface et l'angle de contact sont présentés par Le Neindre [54].

### 3.2.2 De Stokes à Darcy

Dans cette section, nous présentons un outil théorique pour passer d'un écoulement de résine autour des fibres, à l'échelle microscopique, à un écoulement moyenné à une échelle plus élevée (mésoscopique ou macroscopique). Cet outil est l'équation de Darcy.

L'équation de Darcy se démontre par deux techniques : par homogénéisation ou alors en calculant le comportement moyen sur un volume équivalent représentatif. Ces deux techniques ont en commun de s'appuyer sur la définition microscopique de l'écoulement et d'en tirer un comportement moyen (ou homogène), que l'on appelle écoulement en milieu poreux. Les démonstrations sont présentées par différents auteurs [53, 52, 55, 56].

Pour que le comportement moyen ait un sens, il faut que le milieu poreux soit considéré comme continu : c'est-à-dire qu'il faut que l'échelle à laquelle nous observons ce milieu soit suffisamment élevée pour que les variations locales deviennent négligeables.

L'équation de conservation de la masse (Équation 3.4) moyennée sur un milieu poreux devient :

$$\frac{\partial \Phi \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{u}) = 0 \quad (3.8)$$

avec  $\rho$  la masse volumique du fluide [ $kg/m^3$ ]

$\Phi$  la porosité du milieu [adim.]

$\vec{u}$  le champ de vitesse apparent du fluide [ $m/s$ ]

La vitesse apparente de la résine est une vitesse moyenne de la vitesse du fluide réelle (notée  $\vec{v}$ ). Cette vitesse apparente vaut  $\vec{u} = \Phi \vec{v}$ .

Dans le cas de fluides incompressibles et si nous supposons que la porosité ne varie pas au cours du temps (la préforme ne se déplace pas), l'équation 3.8 devient :

$$\frac{D\rho}{Dt} = 0 \quad \Rightarrow \quad \vec{\nabla} \cdot \vec{u} = 0 \quad (3.9)$$

L'équation de Stokes, homogénéisée sur un milieu poreux, se ramène à la loi de Darcy. Cette équation a été observée expérimentalement la première fois par Darcy en

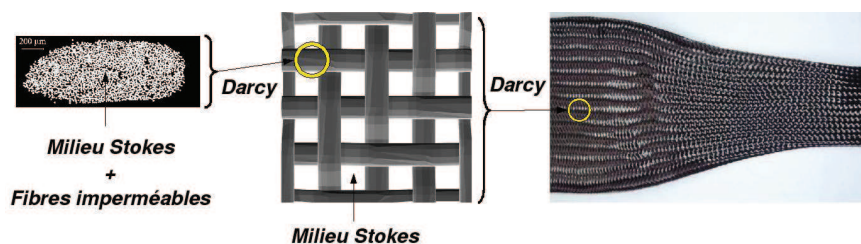


FIGURE 3.5: Utilisation de la loi de Darcy : du microscopique au mésoscopique et du mésoscopique au macroscopique (l'image à l'échelle microscopique est extraite de [40])

1856 [57]. En présence d'un champ de gravité, cette loi s'écrit :

$$\vec{u} = -\frac{\overline{\overline{K}}}{\mu}(\vec{\nabla}P - \rho\vec{g}) \quad (3.10)$$

- avec
- $\vec{u}$  le champ de vitesse [m/s]
  - $\overline{\overline{K}}$  le tenseur de perméabilité [m<sup>2</sup>]
  - $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]
  - $\rho$  la masse volumique du fluide [kg/m<sup>3</sup>]
  - $\vec{g}$  le vecteur gravité dont la norme vaut 9,81 m.s<sup>-2</sup>

D'après Fournier [55], en plus de l'hypothèse de milieu continu, les équations que nous venons d'écrire sont valables si les conditions suivantes sont vérifiées :

- L'écoulement est laminaire
- Le milieu poreux est immobile
- Le fluide est newtonien
- La vitesse du fluide au contact du solide est nulle
- Les effets moléculaires et ioniques sont négligeables devant l'interaction fluide / solide.

Dans la suite de nos développements, l'équation de Darcy va être appliquée à deux niveaux (Figure 3.5). Tout d'abord, elle va permettre de modéliser l'écoulement entre les fibres constituant les mèches à l'échelle mésoscopique. La mèche sera donc modélisée par un milieu poreux à l'échelle mésoscopique.

Nous allons aussi nous servir de l'équation de Darcy pour modéliser l'écoulement de résine au travers de la préforme, à l'échelle macroscopique. La préforme sera modélisée par un milieu poreux à l'échelle macroscopique.

### 3.2.3 Écoulement de résine à l'échelle mésoscopique

À l'échelle mésoscopique, échelle caractéristique de la maille de renfort, nous voyons cohabiter deux milieux de nature différente (Figure 3.5 au centre). Le premier est un

assemblage de mèches et l'autre, autour des mèches, est un milieu fluide. La mèche peut être considérée comme un milieu poreux à cette échelle. En effet, les hypothèses présentées à la sous-section 3.2.2, nécessaires pour utiliser la loi de Darcy, sont respectées. Par conséquent, l'écoulement fluide dans la mèche peut être décrit par l'équation de Darcy (Équation 3.10).

Le milieu autour de la mèche est un milieu fluide, l'écoulement dans cette région est gouverné par l'équation de Stokes.

L'équation de Stokes-Brinkman [58] permet de modéliser l'écoulement de résine dans les mèches et autour des mèches. Cette équation s'écrit :

$$\mu \vec{\nabla} \cdot \vec{\nabla} \vec{u} - \vec{\nabla} p = \frac{\mu}{k_{tow}} \vec{u} \quad (3.11)$$

avec  $k_{tow}$  la perméabilité de la mèche [m<sup>2</sup>]

Lorsque la perméabilité dans les mèches est grande, l'équation de Stokes-Brinkman tend vers l'équation de Stokes en stationnaire. Lorsque la perméabilité est très faible, le terme diffusif de l'équation 3.11 devient négligeable et l'équation de Stokes-Brinkman tend vers l'équation de Darcy. Cette équation est utilisée par différents auteurs [59, 12, 60] pour modéliser l'écoulement de résine à l'échelle mésoscopique.

L'estimation de la perméabilité des mèches pose une difficulté technique. En effet, il n'existe pas de technique expérimentale pour mesurer la perméabilité des mèches. Les différents auteurs utilisent des modèles pour estimer cette perméabilité à partir de la fraction volumique de fibres des mèches et d'un arrangement supposé des fibres. Ces modèles donnent la perméabilité des mèches, applicable à l'échelle mésoscopique, à partir de leur microstructure.

Le modèle le plus courant est le modèle de Kozeny-Carman [61, 62]. Ce modèle est basé sur une moyenne du débit autour de fibres supposées uniformément espacées. Elle relie le taux de fibres dans la mèche (noté  $V_f$ ) et la perméabilité (notée  $K$ ) pour les matériaux homogènes et isotropes :

$$K = \frac{r_f^2 (1 - V_f)^3}{4c V_f^2} \quad (3.12)$$

avec  $r_f$  le rayon des fibres [m]  
 $c$  une constante du modèle [adim.]

L'équation 3.12 doit être modifiée pour prendre en compte l'anisotropie des mèches. Gebart [63] a obtenu une formule décrivant la perméabilité transverse en considérant un empilement de cylindres, ce qui lui permet d'avoir des perméabilités différentes pour les écoulements parallèles et perpendiculaires aux fibres (Figure 3.6).

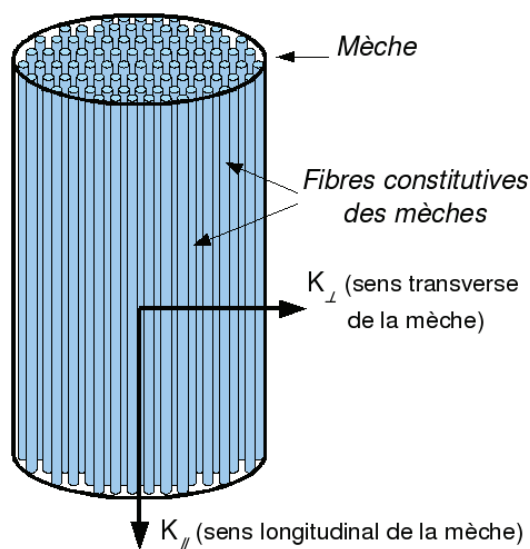


FIGURE 3.6: Schéma de la perméabilité longitudinale et transverse des mèches

Il existe d'autres modèles pour prédire la perméabilité des mèches, comme ceux de Cai et Berdichevsky [64], Brusckie et Advani [65] ou encore [66]. Nous nous arrêtons sur le modèle de Berdichevsky et Cai [67], dont l'expression de la perméabilité dans le sens longitudinal de mèches (notée  $K_{\parallel}$ ) et dans le sens transverse (notée  $K_{\perp}$ ) s'écrit :

$$K_{\perp} = A(V_a) \frac{\left(1 - \sqrt{\frac{V_f}{V_a}}\right)^{5/2}}{\left(\sqrt{\frac{V_f}{V_a}}\right)^{n(V_a)}} r_f^2 \quad \text{et} \quad K_{\parallel} = \frac{\exp(B(V_a) + C(V_a)V_f)}{V_f^{m(V_a)}} r_f^2 \quad (3.13)$$

Avec  $r_f$  le rayon des fibres de la mèche,  $V_a$  un paramètre dépendant de la géométrie de l'espace poral,  $A(V_a)$ ,  $B(V_a)$ ,  $C(V_a)$ ,  $m(V_a)$  et  $n(V_a)$  des fonctions polynomiales développées par Berdichevsky et Cai [67].

Laine [12] compare ce modèle analytique à des simulations par éléments finis. Un excellent accord est obtenu entre ce modèle et les simulations numériques qu'il présente. C'est la raison pour laquelle nous avons choisi de nous intéresser au modèle de Berdichevsky et Cai.

La perméabilité des mèches de notre gaine de carbone a été calculée par le modèle de Berdichevsky (Équation 3.13). Le rayon des fibres est de  $7 \mu\text{m}$  (donnée constructeur). Nous supposons que la fraction volumique de fibres des mèches est comprise entre 50% et 60% (Bizet *et al.* [40] trouvent 55%). Pour cette raison, nous présentons une étude de sensibilité de la perméabilité avec la fraction volumique de fibres des mèches (Figure 3.7). Ces valeurs des perméabilités des mèches seront utilisées comme

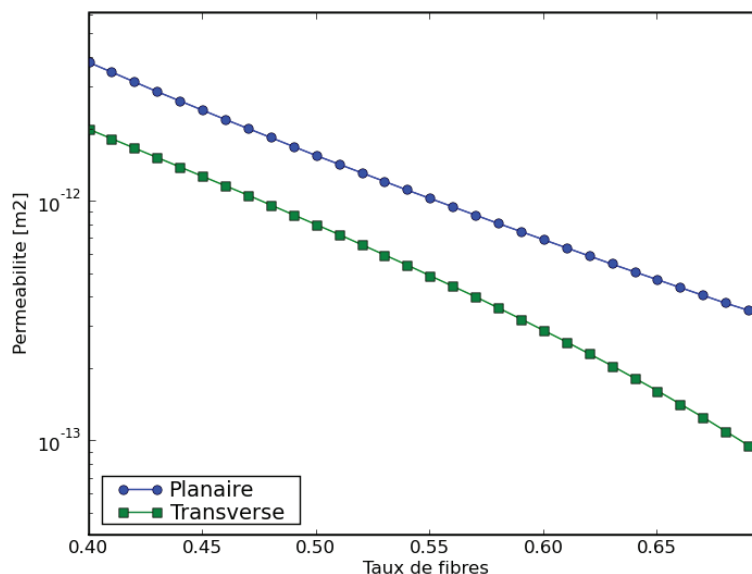


FIGURE 3.7: *Perméabilité planaire et transverse des mèches constituant la gaine de carbone par le modèle de Berdichevsky et Cai en fonction de la fraction volumique de fibres des mèches*

données d'entrée dans le code de calcul Stokes-Brinkman, développé par l'ONERA [12] et présenté dans la suite de ce chapitre (Section 3.5).

L'application du modèle de Berdichevsky et Cai donne un rapport entre les perméabilités planaires et transverse pour la mèche de l'ordre de 2 à 3 (Figure 3.7). Ce résultat est confirmé par l'application du modèle de Gebart [63], où un rapport de l'ordre de 4 et 5 a été trouvé (non présentée dans cet exposé).

L'analyse des écoulements insaturés à cette échelle est complexe car l'écoulement dans les mèches est piloté par les effets capillaires alors que l'écoulement autour des mèches est piloté par les paramètres du procédé.

Il y a donc deux mécanismes qui pilotent l'imprégnation par la résine, à deux échelles différentes (dans les mèches et autour des mèches). En fonction des paramètres du procédé ainsi que de l'effet de la pression capillaire, trois régimes d'écoulement sont identifiables à l'échelle mésoscopique : un régime dominé par l'écoulement dans les macro-pores, un régime où les deux fronts d'écoulements progressent à la même vitesse et un troisième régime régi par l'écoulement dans les micropores.

La génération de bulles pendant l'écoulement est due à l'écart entre vitesse microscopique et vitesse macroscopique et sera largement détaillée dans le chapitre 4. Si les vitesses d'écoulement aux échelles microscopiques et macroscopiques ne sont pas



voisines, des bulles sont générées par l'écoulement. Il est donc important d'avoir des vitesses d'avancée de la résine voisines dans la mèche et autour de la mèche.

### 3.2.4 Écoulement de résine à l'échelle macroscopique

À l'échelle macroscopique, le renfort est généralement considéré comme un milieu poreux. L'écoulement au travers de la préforme est donc pilotée par l'équation de Darcy (Équation 3.10), en régime saturé.

Lorsque l'écoulement est insaturé, de nombreuses difficultés apparaissent. Les effets capillaires et la double échelle de porosité sont des phénomènes très locaux mais de nombreux auteurs ont observé qu'ils avaient une influence significative sur l'écoulement macroscopique de la résine [48, 49, 68, 69]. Par exemple, Tan *et al.* [49] ont comparé un écoulement unidirectionnel dans un mat de verre (simple échelle de porosité) et dans un tissé de verre, composé de mèches poreuses (double échelle de porosité). Ils observent que l'écoulement dans un mat peut être décrit par la loi de Darcy. En revanche, la loi de Darcy n'est plus respectée dans le tissé, pour les mêmes conditions d'injection.

En réalité, ces différents phénomènes font que la résine s'écoule à des vitesses très différentes en fonction de la position. Il existe une multitude de front de résine en fonction des phénomènes décrits à l'échelle mésoscopique. Cette multitude de front est concentrée sur une zone, précédent le front de résine, que l'on appelle zone partiellement saturée.

Différents auteurs ont cherché à modéliser les écoulements insaturés avec les zones partiellement saturées. On distingue les modèles qui prennent en compte les effets capillaires au niveau du front de résine et ceux qui prennent en compte les deux échelles de pores comme deux milieux poreux interconnectés (microscopique et macroscopique).

Nous allons développer ces modèles dans les deux paragraphes suivants.

**Prise en compte des effets capillaires au niveau du front** En mécanique des sols, les concepts de perméabilité relative et de courbe de pression capillaire ont été introduits pour modéliser des zones partiellement saturées. Cette approche est très classique et se retrouve dans la plupart des codes de calculs capables de traiter des couplages thermo-hydro-mécaniques comme Abaqus ou Code Aster.

La perméabilité relative représente la « gêne » occasionnée par les bulles d'air lorsque la résine s'écoule. Par exemple, il peut s'agir de bulles d'air emprisonnées dans la préforme, qui vont boucher des passages pour l'écoulement de la résine. La perméabilité dans l'équation de Darcy est modifiée par l'ajout d'une perméabilité relative [53]. La perméabilité  $\overline{K}$  est alors modifiée en :

$$\overline{\overline{K}} = \overline{\overline{K}}_{geo} * K_{rel}(S) \quad (3.14)$$

Avec  $\overline{\overline{K}}_{geo}$  la perméabilité intrinsèque du milieu, dépendant de la géométrie du renfort  
 $K_{rel}(S)$  la perméabilité relative (sans dimension) dépendant du taux de saturation ( $S$ )

Bréard *et al.* [69] ont proposé une loi de puissance pour la perméabilité relative. On note aussi que certains travaux récents utilisent une perméabilité relative dans leurs modélisations [70, 71].

La perméabilité relative évolue avec la saturation en résine du milieu et elle est comprise en 0 et 1. La limite supérieure traduit simplement le fait que la perméabilité du milieu tend vers la perméabilité intrinsèque lorsque le milieu se sature en résine.

De même, certains auteurs utilisent des courbes de pression capillaire pour modéliser le saut de pression au passage du front, définie à l'échelle microscopique par l'équation 3.7.

**Prise en compte des deux échelles comme deux milieux poreux interconnectés.** Coussy [53] présente formellement un modèle pour un milieu poreux à deux réseaux de pores interconnectés. D'une manière générale, si nous avons deux réseaux de pores communicants, la conservation de la masse pour chaque réseau s'écrit :

$$\begin{cases} \frac{\partial(\rho \Phi)}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = -r_{M \rightarrow m} \\ \frac{\partial(\rho_m \Phi_m)}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho_m \vec{v}_m) = r_{M \rightarrow m} \end{cases} \quad (3.15)$$

Avec  $\rho, \rho_m$  la masse volumique dans le réseau macroscopique et microscopique  
 $\Phi, \Phi_m$  la porosité du réseau macroscopique et microscopique  
 $\vec{v}, \vec{v}_m$  le champ de vitesse macroscopique et microscopique  
 $r_{M \rightarrow m}$  la quantité de fluide passant du réseau macroscopique au réseau microscopique

Ces équations ne font que traduire le fait que la résine s'écoule dans les micropores, dans les macropores et des macropores vers les micropores (et vice-versa). Si nous faisons les hypothèses habituelles que le fluide est incompressible et que la porosité n'évolue pas dans le temps (la préforme ne bouge pas), la première équation de 3.15 devient :

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{v} = -\frac{r_{M \rightarrow m}}{\rho \Phi} \quad (3.16)$$

Pillai [56] obtient la même équation par une approche différente, dans le cas des renforts fibreux.

L'équation de conservation de la masse devient :

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{v} = -S \quad (3.17)$$

Avec  $\vec{v}$  la vitesse du fluide entre les mèches  
 $S$  le *puits de masse* traduisant la pénétration de la matière dans les mèches

La quantité de fluide pénétrant dans la mèche est alors considérée comme un *puits de matière* à l'échelle macroscopique. C'est-à-dire que nous modélisons la préforme à l'échelle macroscopique et que nous faisons « disparaître » un peu de résine pour modéliser la saturation des mèches.

Dans l'approche de Pillai, la résine ne s'écoule que des macropores vers les micropores alors que dans certaines situations, il est montré que l'écoulement dans les mèches est plus rapide que l'écoulement autour de la mèche, ce que ne peut pas prendre en compte cette approche.

Par cette analyse multi-échelles, nous avons montré toute la complexité de l'écoulement de résine au travers de préformes fibreuses. Les raisons évoquées sont la double échelle de perméabilité et les effets capillaires qui génèrent des zones partiellement saturées à l'échelle macroscopique. Ces zones partiellement saturées sont très complexes et généralement non prises en compte dans les codes de calcul, comme nous allons le voir à la section suivante. Une autre difficulté spécifique à notre étude est l'orientation conique des plis.

Nous avons présenté un état de l'art des modèles existants à l'échelle microscopique, mésoscopique et macroscopique. Dans les développements qui vont suivre, nous travaillerons essentiellement à l'échelle de la pièce : l'échelle macroscopique. Quelques travaux à l'échelle mésoscopique sont présentés en perspectives de ce chapitre.

### 3.2.5 Résolution numérique de l'écoulement macroscopique

Nous présentons les méthodes utilisées dans les codes disponibles, qu'il s'agisse de LIMS, de PAM-RTM ou du code RTM mis à disposition par l'université du Havre. Dans ces codes, l'écoulement de résine macroscopique est modélisé, en négligeant tous les phénomènes physiques intervenant au niveau du front de résine ainsi que l'effet de la double échelle de porosité.

L'objectif des simulations macroscopiques est de prédire la position du front de résine et la pression au cours du temps, en particulier pour des applications industrielles [72, 73]. La connaissance de l'écoulement permet, par exemple, de mieux choisir la position du seuil d'injection et de l'évent [74] ou de réaliser un contrôle actif de procédé [75]. La connaissance de la pression s'exerçant sur l'outillage permet de le dimensionner convenablement.

L'approche multi-échelle, présentée au début de ce chapitre, a montré à quel point les écoulements en milieux fibreux sont complexes. En pratique, les problèmes réels sont simplifiés en négligeant les effets capillaires et la double échelle de perméabilité. Cette approximation est très bonne pour les renforts avec une seule échelle de perméabilité [49], et un peu moins vrai pour les tissés bidirectionnels (et donc pour nos gaines).

Sous ces hypothèses restrictives, il n'existe que deux zones dans la préforme : une zone complètement saturée et une zone complètement sèche. Ces simplifications présentent aussi l'avantage de découpler le problème et nous pouvons alors traiter séparément les zones saturées en résine et les zones sèches.

Les codes de calcul sont basés sur la résolution du système d'équations de Darcy. À chaque itération, ils calculent successivement :

- Le champ de pression, en résolvant l'équation de Poisson (Équation 3.18)
- Le champ de vitesse sur tout le volume grâce à l'équation de Darcy (Équation 3.10)
- L'avancée du front de résine

Ces codes itèrent tant que la préforme n'est pas complètement saturée en résine.

**Calcul du champ de pression** Nous distinguons deux domaines, le domaine saturé en résine et le domaine insaturé car les comportements sont différents.

Pour le domaine saturé en résine, nous résolvons l'équation de Poisson (Équation 3.18) pour calculer le champ de pression :

$$\vec{\nabla} \cdot \frac{\overline{\overline{K}}}{\mu} \vec{\nabla} P = 0 \quad (3.18)$$

avec  $\overline{\overline{K}}$  le tenseur de perméabilité [ $m^2$ ]  
 $\mu$  la viscosité dynamique exprimée en [Pa.s]  
 $P$  le champ de pression exprimé en [Pa]

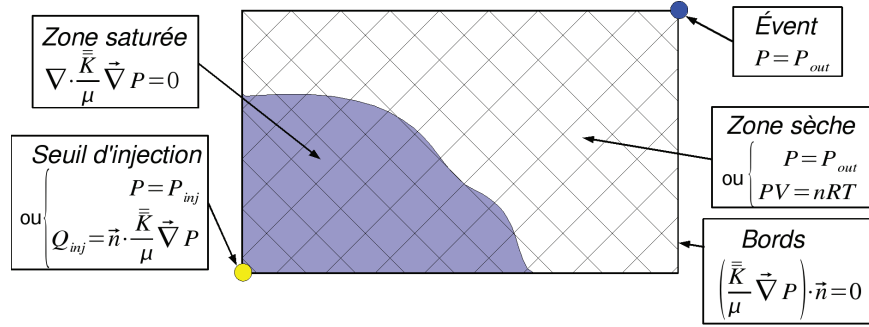


FIGURE 3.8: Équations gouvernant l'écoulement de la résine et les conditions aux limites associées

L'équation 3.18 s'obtient en utilisant l'équation de Darcy (Équation 3.10) et en utilisant l'hypothèse d'incompressibilité (Équation 3.9).

Pour la zone sèche, il existe deux possibilités. La première consiste à imposer la pression de l'évent aux zones sèches, l'air est alors modélisé par un vide total. Cette modélisation est simple mais elle présente l'inconvénient de ne pas pouvoir prédire l'apparition de zones sèches en fin d'injection.

La seconde possibilité consiste à calculer la pression de l'air par la loi des gaz parfaits, ce qui permet de pallier aux inconvénients que nous avons cités.

Les paramètres procédés sont introduits au niveau des conditions aux limites dans l'équation de Poisson (Figure 3.8). Ces conditions aux limites sont les suivantes :

Au seuil d'injection du moule deux types de conditions peuvent être définies :

- La pression d'injection est imposée :  $P_{inj} = P_{inj}(t)$
- Le débit d'injection est imposé :  $Q_{inj} = \vec{n} \cdot \left( \frac{\bar{K}}{\mu} \vec{\nabla} P \right)$ , avec  $\vec{n}$  la normale au seuil d'injection.

Sur les bords du moule, une dernière condition aux limites est nécessaire pour résoudre l'équation 3.18. Nous faisons l'hypothèse que la vitesse normale aux bords du moule est nulle, ce qui traduit le fait que la résine ne pénètre pas dans l'outillage. Sur le champ de pression, cela se traduit par la condition aux limites suivante :

$$\left( \frac{\bar{K}}{\mu} \vec{\nabla} P \right) \cdot \vec{n} = 0 \quad (3.19)$$

avec  $\vec{n}$  le vecteur normal aux bords du moule

Au niveau de l'évent, nous imposons une valeur à la pression, par exemple la pression atmosphérique ou une pression inférieure dans le cas du procédé VARTM.

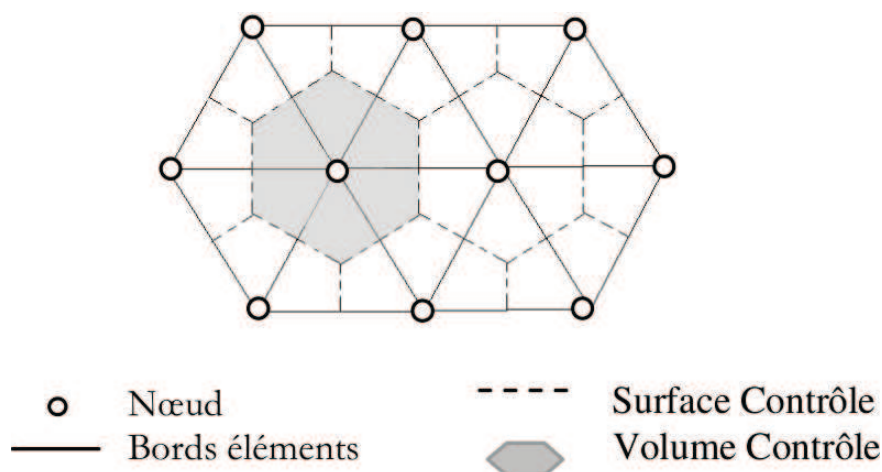


FIGURE 3.9: Maillage pour la méthode des éléments finis avec volumes de contrôle

**Calcul du champ de vitesse** Le champ de vitesse est calculé juste après le calcul du champ de pression. Le champ de vitesse se calcule explicitement à partir du champ de pression grâce à la loi de Darcy (Équation 3.10).

**Avancement du front de résine** La majorité des travaux base le transport du front de résine sur une approche « *volume de contrôle* », centrés sur les nœuds du maillage des éléments finis [76, 77, 78]. Connaissant le champ de vitesse, nous en déduisons le débit de résine entrant dans ce volume de contrôle. En faisant un bilan sur le volume, nous en déduisons la quantité de résine contenue dans le volume de contrôle à l'issue de chaque itération.

À chaque volume de contrôle, un taux de remplissage  $S$  est associé, variant entre 0, si le volume de contrôle est vide de résine, et 1, si le volume de contrôle est saturé en résine (Figure 3.9).

$$S(t + \Delta t) = S(t) + \Delta t \frac{\sum_i Q_i}{V} \quad (3.20)$$

avec  $V$  le volume du volume de contrôle  
 $Q_i$  le débit de résine entrant par la facette  $i$  du volume de contrôle  
 $\Delta t$  le pas de temps

L'avancée du front de résine se calcule explicitement, elle est donc soumise à des conditions de stabilité [76].

L'approche éléments finis avec volumes de contrôle est couramment utilisée [77, 79, 76]. Elle est aussi compatible avec une modélisation de milieux poreux à deux échelles de perméabilité. Une description de l'implémentation pour le logiciel LIMS est présentée par Simacek et Advani [80, 81].

D'autres méthodes sont aussi utilisées pour déterminer la position du front de résine, telles que les méthodes « *Volume Of Fluid* » utilisée par Lim et Lee [76] ou la méthode *level set* [82] et mise en œuvre pour la simulation des procédés RTM par Soukane et Trochu [83] et par Lundström *et al.* [84].

L'obtention de la viscosité ne présente pas de difficulté car elle est généralement fournie par le fabricant et elle peut aussi être mesurée. Pour notre application, la grosse difficulté réside dans l'estimation des paramètres de la préforme, en particulier la perméabilité qui est décrite dans la section suivante.

### 3.3 Caractérisation de la perméabilité

Lorsque nous avons présenté la modélisation de l'écoulement, nous avons introduit une caractéristique du renfort : la perméabilité (planaire et transverse). C'est notamment au travers de cette perméabilité que nous allons modéliser l'orientation spécifique des plis, et les caractéristiques issues du préformage présentées au chapitre 2.

La perméabilité est délicate à mesurer, mais aussi une donnée cruciale pour avoir des simulations réalistes. Les difficultés associées aux mesures de perméabilités proviennent du grand nombre de facteurs ayant une influence. En effet, l'architecture du renfort et des mèches mais aussi l'état de déformation du renfort influencent la valeur de la perméabilité.

Dans un premier temps, nous verrons l'influence de l'état de déformation du renfort sur la valeur de la perméabilité à travers une étude bibliographique.

Une présentation des différents bancs pour caractériser la perméabilité est ensuite introduite puis nos mesures de perméabilités planaires et transverses sont présentées pour nos gaines de carbone.

Contrairement aux nombreux travaux sur la perméabilité des renforts tissés, il n'existe qu'un petit nombre de travaux sur la perméabilité des gaines [9, 45, 46, 85]. La plupart de ces travaux se limite la perméabilité planaire. Seuls Song *et al.* [46] estiment les trois composantes du tenseur de perméabilité d'une gaine par des simulations.

#### 3.3.1 Qu'est ce que la perméabilité ?

Lors de la phase d'imprégnation de résine, le renfort est généralement vu comme un milieu poreux au travers duquel un liquide mouillant (la résine) s'infiltré. La perméabilité est la capacité d'un matériau poreux à s'imprégner d'un fluide. Plus la perméabilité

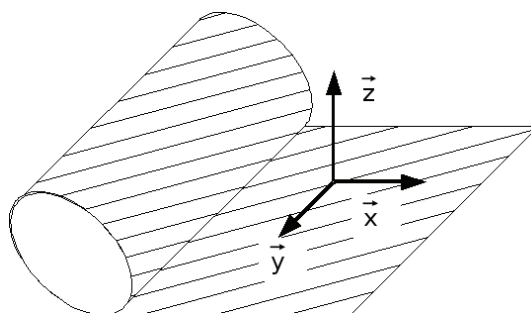


FIGURE 3.10: Hypothèse sur les directions propres du tenseur de perméabilité

est faible, plus l'écoulement est difficile et plus les pertes de charges sont importantes. Au contraire, plus la perméabilité est importante, plus les pertes de charges sont faibles.

### 3.3.1.1 Hypothèses et simplifications

Dans le cas général, les propriétés d'injection des renforts ne sont pas les mêmes dans le sens des chaînes, des trames et dans le sens transverse du renfort. La perméabilité est donc orthotrope. La perméabilité se modélise par un tenseur symétrique qui s'écrit, dans un repère  $(O, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$  quelconque :

$$\overline{\overline{K}} = \begin{pmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{13} \\ k_{12} & k_{22} & k_{23} \\ k_{13} & k_{23} & k_{33} \end{pmatrix}_{(O, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})} \quad (3.21)$$

Ce tenseur a trois perméabilités principales dans trois directions différentes, soit six composantes indépendantes. Par symétrie, nous allons tenter de réduire le nombre d'inconnues et donc le nombre d'essais à réaliser pour caractériser intégralement ce tenseur.

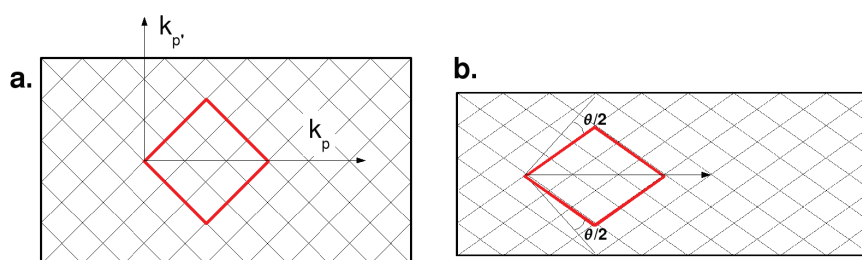
Les renforts que nous utilisons en RTM sont plans et nous pouvons faire l'hypothèse que deux directions principales du tenseur sont dans le plan du renfort (plan  $(O, \vec{x}, \vec{y})$  de la figure 3.10). Les deux perméabilités associées ( $k_p$  et  $k_{p'}$ ) sont alors appelées perméabilités planaires. La troisième perméabilité, supposée perpendiculaire au renfort, est appelée perméabilité transverse (notée  $k_t$ ).

De plus, pour notre application, la gaine de carbone utilisée présente une symétrie supplémentaire. L'axe de la gaine est aussi un axe de symétrie (Figure 3.11a.).

On en déduit que l'axe de la gaine est aussi une direction propre du tenseur de perméabilité.

Par ailleurs, comme le problème est axisymétrique, seule une composante de perméabilité (selon cet axe de symétrie) planaire nous intéresse : la perméabilité dans le sens de la gaine ( $k_p$ ). Néanmoins, les simulations 3D de la section 3.4 nécessitent




 FIGURE 3.11: **a.** Gainé avant et **b.** après cisaillement

d'introduire la perméabilité  $k_{p'}$  dans la mise en données. Cette perméabilité n'a pas d'effet sur l'imprégnation de résine et la valeur de la composante n'est pas importante. pour ce cas particulier, nous prendrons  $k_p = k_{p'}$ .

En regroupant les hypothèses énoncées, le tenseur de perméabilité peut se réduire à :

$$\overline{\overline{K}} = \begin{pmatrix} k_p & 0 \\ 0 & k_t \end{pmatrix}_{(O, \vec{x}_p, \vec{z})} \quad (3.22)$$

Avec  $\vec{x}_p$  aligné avec l'axe de la gaine et  $\vec{z}$  perpendiculaire à la gaine. Ainsi, deux composantes sont suffisantes pour la caractérisation de la perméabilité de notre matériau : une mesure de perméabilité planaire (sens de la gaine) et une mesure de perméabilité transverse.

Nous pouvons légitimement nous poser la question suivante : est-ce que la déformation du renfort ne brise pas la symétrie et ne modifie pas l'allure du tenseur de perméabilité ? La déformation du renfort se fait suivant deux modes, en cisaillement et en compaction (Chapitre 2). Au cours du préformage, le cisaillement de la gaine est symétrique par rapport à son axe (Figure 3.11), si bien que cet axe reste un axe de symétrie, même après un cisaillement quelconque. L'axe de la gaine est donc une direction propre du tenseur de perméabilité quelque soit le taux de cisaillement de la gaine. Ce point a été confirmé expérimentalement par Wu *et al.* [45] pour des gaines cisillées.

La compaction va écraser les différents plis mais n'affecte pas la symétrie des mailles de renfort sur les plis.

### 3.3.2 Les facteurs influant sur la perméabilité

Cette section s'intéresse à l'influence de la déformation des renforts sur la perméabilité. Nous nous intéressons en particulier au cisaillement et à la compaction, modes

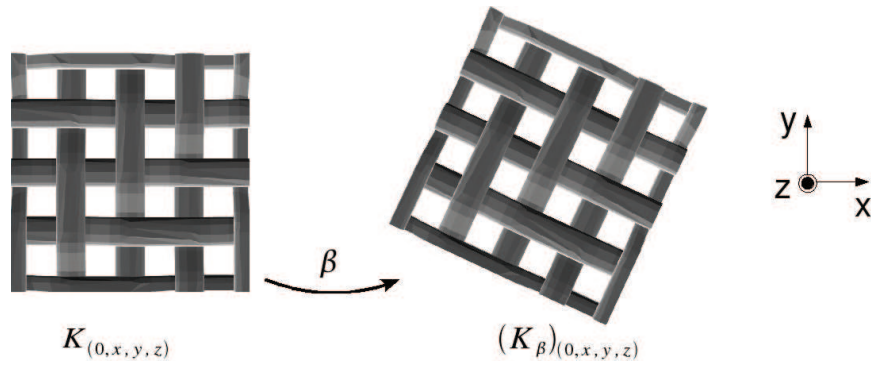


FIGURE 3.12: Expression du tenseur de perméabilité lorsque les plis ne sont pas dans la direction de l'écoulement

de déformation privilégiés pour notre étude. Nous présenterons aussi quelques modèles utiles pour bâtir des modèles analytiques.

### 3.3.2.1 Influence de l'orientation des plis

Comme la perméabilité n'est pas la même dans toutes les directions du renfort, l'orientation du renfort est importante. Dans ce paragraphe, nous allons exprimer le tenseur de perméabilité lorsque le pli est tourné d'un angle  $\beta$  par rapport à un axe  $Oz$  quelconque. Il peut s'agir d'une rotation du pli dans le plan, illustré sur la figure 3.12 ou d'une rotation hors plan, comme illustré sur la figure 3.13.

Nous définissons ici cette rotation d'angle  $\beta$  (rotation dans le sens trigonométrique) par la matrice suivante (notée  $P_{\beta}$ ) :

$$P_{\beta} = \begin{pmatrix} \cos \beta & \sin \beta \\ -\sin \beta & \cos \beta \end{pmatrix} \quad (3.23)$$

Nous retrouvons le tenseur de perméabilité tourné d'un angle  $\beta$  (nommé  $\overline{\overline{K}}_{\beta}$ ) [2] :

$$\overline{\overline{K}}_{\beta} = P_{\beta} \overline{\overline{K}} P_{\beta}^{-1} = \begin{pmatrix} k_p \cos^2 \beta + k_t \sin^2 \beta & (k_t - k_p) \cos \beta \sin \beta \\ (k_t - k_p) \cos \beta \sin \beta & k_p \sin^2 \beta + k_t \cos^2 \beta \end{pmatrix} \quad (3.24)$$

Nous avons obtenu le tenseur de perméabilité lorsque le pli est orienté d'un angle  $\beta$  quelconque, sans faire aucune hypothèse. Théoriquement, cette formule est valable pour un pli tourné par rapport à un axe quelconque. Cette formule est applicable dès que le tenseur de perméabilité est connu.

**Perméabilité équivalente** Pour les pièces relativement longues et peu larges, l'écoulement est globalement monodimensionnel. Pour ce cas, pouvons-nous nous ramener

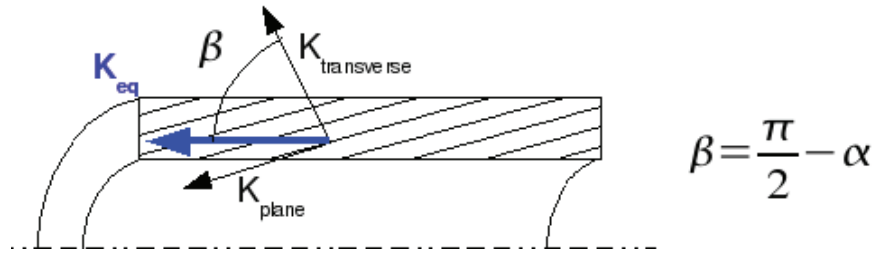


FIGURE 3.13: Perméabilité équivalente

une perméabilité équivalente, à partir des développements précédents? En particulier, le cas qui nous intéresse est présenté sur la figure 3.13 où nous cherchons une perméabilité équivalente suivant l'axe  $\vec{z}$  (axe du tube). L'angle  $\beta$  s'exprime en fonction de l'angle d'inclinaison de plis par rapport à l'axe du tube (noté  $\alpha$ ) :

$$\beta = \frac{\pi}{2} - \alpha \quad (3.25)$$

Nous considérons la loi de Darcy en coordonnées cylindriques et en faisant l'hypothèse que le problème est axisymétrique :

$$\begin{pmatrix} v_r \\ v_z \end{pmatrix} = -\frac{1}{\mu} \begin{pmatrix} k_{rr} & k_{rz} \\ k_{rz} & k_{zz} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \frac{\partial p}{\partial r} \\ \frac{\partial p}{\partial z} \end{pmatrix} \quad (3.26)$$

Lorsque nous négligeons la vitesse radiale devant la vitesse axiale ( $v_r = 0$ ), nous pouvons écrire la relation suivante :

$$-\frac{1}{\mu} \left( k_{rr} \frac{\partial p}{\partial r} + k_{rz} \frac{\partial p}{\partial z} \right) = v_r = 0 \quad (3.27)$$

À partir de l'équation précédente, nous pouvons exprimer le gradient de pression radial ( $\frac{\partial p}{\partial r}$ ) en fonction du gradient de pression axial ( $\frac{\partial p}{\partial z}$ ) :

$$v_z = -\frac{1}{\mu} \left( k_{zz} - \frac{k_{rz}^2}{k_{rr}} \right) \frac{\partial p}{\partial z} \quad (3.28)$$

En utilisant le tenseur de perméabilité établi à l'équation 3.24, l'équation 3.28 devient :

$$\begin{pmatrix} k_{rr} & k_{rz} \\ k_{rz} & k_{zz} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} k_p \cos^2 \beta + k_t \sin^2 \beta & (k_t - k_p) \cos \beta \sin \beta \\ (k_t - k_p) \cos \beta \sin \beta & k_p \sin^2 \beta + k_t \cos^2 \beta \end{pmatrix} \quad (3.29)$$

d'où :

$$k_{eq} = k_p \sin^2 \beta + k_t \cos^2 \beta - \frac{(k_t - k_p)^2 \cos^2 \beta \sin^2 \beta}{k_p \cos^2 \beta + k_t \sin^2 \beta} \quad (3.30)$$

Nous avons retrouvé un modèle de perméabilité équivalente utilisée par différents auteurs comme Smith *et al.* [10] ou Parnas et Salem [86] et dont la seule hypothèse est que la vitesse du fluide radiale est négligeable devant la vitesse du fluide axiale.

### 3.3.2.2 Effet de l'empilement des plis

Pour le procédé RTM, la préforme est généralement constituée d'un empilement de plis dont la perméabilité peut être différente en fonction du type de renfort ainsi que de son orientation.

Il est possible de déterminer une perméabilité plane moyennée sur l'épaisseur (notée  $K_{moy}$ ) en faisant une moyenne arithmétique sur tous les plis [2] :

$$K_{moy} = \frac{1}{h} \sum_{i=1}^n k_i h_i \quad (3.31)$$

Avec  $n$  le nombre de plis  
 $h$  l'épaisseur totale de l'empilement [m]  
 $h_i$  l'épaisseur du pli  $i$  [m]  
 $k_i$  la perméabilité du pli  $i$  [m<sup>2</sup>]

Dans le cas d'une variation continue de perméabilité, l'équation 3.31 devient :

$$K_{moy} = \frac{1}{h} \int_0^h k(z) dz \quad (3.32)$$

Ces relations sont valables en stationnaire et lorsque les variations de pression dans l'épaisseur sont faibles [2]. En effet, si les plis constituant la préforme n'ont pas la même perméabilité, l'écoulement de résine est plus rapide dans certains plis que dans les autres. Un gradient de pression apparaît entre les plis, ce qui provoque un écoulement transverse ( $Q_t$ ). Cet effet est schématisé sur la figure 3.14 dans le cas d'une préforme constituée de deux plis.

Plusieurs auteurs observent que la séquence d'empilement a une incidence sur l'écoulement de résine, par exemple Adams et Robenfeld [87] ou Diallo *et al.* [88].

Ce cas a aussi été simulé par Laine [12] pour différentes séquences d'empilement. Il montre que la variation de perméabilité pour différentes séquences d'empilement varie peu. Il suggère que les différences observées par différents auteurs sont dues à des erreurs de mesures.

Dans le cas où le gradient de pression est important dans l'épaisseur de la préforme, des écoulements entre les plis doivent être pris en considération. Calado *et al.* [89] ont fait l'hypothèse que le gradient de pression transverse au pli est constant dans chaque pli. Même avec cette hypothèse assez simple, l'obtention d'une perméabilité moyenne est beaucoup plus fastidieuse dans ce cas.

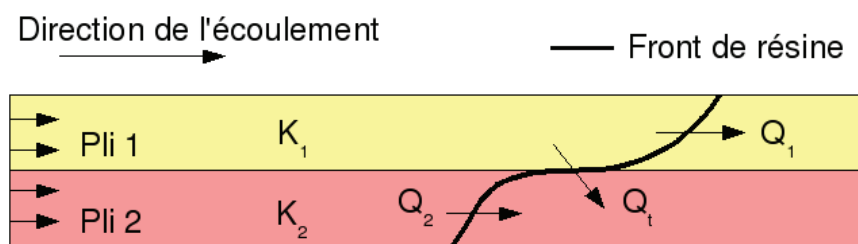


FIGURE 3.14: Schéma d'un écoulement pour une préforme constituée de 2 plis de perméabilités différentes ( $K_1 > K_2$ )

### 3.3.2.3 Effet de la compaction

Expérimentalement, nous observons que le taux de fibres influence les valeurs de la perméabilité pour un matériau donné [90, 91, 92]. L'espace entre les mèches se réduit lorsque le taux volumique de fibres augmente. Il y a ainsi moins d'espace pour l'écoulement de résine et la perméabilité diminue.

Au cours du chapitre 2, nous avons présenté une loi (Équation 2.2) pour prendre en compte l'influence de la compaction sur le taux de fibres que nous rappelons ici :

$$V_f = A \sigma^B \quad (3.33)$$

Avec  $\sigma$  [Pa] la pression exercée sur le renfort,  $A$  [ $\text{Pa}^{-1}$ ] et  $B$  deux paramètres dépendant du matériau.

Le modèle de Kozeny-Carman [61, 62] est très utilisé pour décrire la variation de perméabilité avec la fraction volumique de fibres et a été présentée à la section 3.2.3, avec d'autres modèles.

Lors de la compaction d'un empilement de plis, le problème de « *nesting* » intervient. Ce problème a été introduit au chapitre 2 et provient d'une imbrication aléatoire des plis entre eux lors de la compaction. Cette imbrication n'est pas maîtrisable et il a été montré expérimentalement [91] et en simulation [12] que ces disparités pouvaient avoir une incidence sur la perméabilité localement.

### 3.3.2.4 Effet du cisaillement

Le cisaillement des renforts a deux effets sur la perméabilité planaire :

- Une modification de la fraction volumique de fibres
- Un changement des directions du tenseur de perméabilité et une augmentation de l'anisotropie du renfort

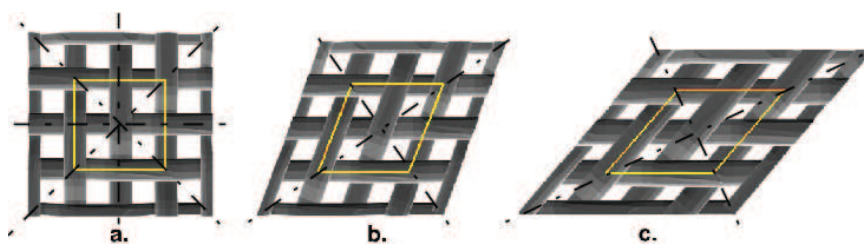


FIGURE 3.15: Cisaillement d'une maille d'un pli, pour un renfort équilibré

**Variation de la fraction volumique de fibres** La déformation par cisaillement provoque une variation du taux de fibres du pli et donc une variation de la perméabilité du renfort par le mécanisme décrit au paragraphe ci-dessous. Nous voyons sur la figure 3.15 que les pores se ferment et laissent moins d'espace à la résine pour s'écouler entre les mèches.

Au cours du chapitre 2, nous avons présenté la loi suivante, pour prendre en compte l'influence du cisaillement sur le taux de fibres :

$$Vf_{\gamma} = \frac{Vf_0}{\cos \gamma} \quad (3.34)$$

Avec  $Vf_{\gamma}$  la fraction volumique de fibres après cisaillement  
 $Vf_0$  la fraction volumique de fibres du renfort non cisailé  
 $\gamma$  l'angle de cisaillement

Cette relation a donné des résultats qualitativement en bon accord avec les expérimentations de Rudd et Long [10] lorsqu'elle est couplée avec l'équation de Kozeny-Carman (Équation 3.12) pour des renforts constitués de fibres de verre.

**Changement de l'orientation des axes du tenseur de perméabilité** La figure 3.15 montre un pli initialement équilibré pour différents cisaillements. Les axes de symétrie ont été représentés en traits mixtes. Si le renfort est équilibré, la perméabilité est isotrope. Dès que le renfort est cisailé, il y a une perte de symétrie (seulement deux plans de symétrie sur les figures 3.15b. et 3.15c. au lieu des quatre axes de symétrie de la figure 3.15a.).

Ces axes sont orthogonaux et, dans notre cas, constituent les directions propres du tenseur de perméabilité. Ce point a été confirmé expérimentalement par Wu et al. [45] pour des gaines cisillées. Différents auteurs ont fait des mesures de perméabilité sur des renforts initialement isotropes. Ils observent que la perméabilité devient anisotrope lorsque le renfort est cisailé [10, 93].

Dans le cas général des renforts anisotropes, Lai et Young [93] ont établi des relations analytiques entre l'orientation du tenseur de perméabilité et l'angle de cisaillement. Verleye *et al.* [59] ont comparé le modèle analytique de Lai et Young à des

simulations à l'échelle mésoscopique sur des géométries Wisetex [94]. Le modèle analytique de Lai et Young est en très bon accord avec les simulations numériques à l'échelle mésoscopique.

Certains auteurs font l'hypothèse que les tissus se comportent comme deux unidirectionnels (UD) superposés [9, 10, 20]. Lorsque le tissu est cisailé, on considère simplement que les deux UD équivalents sont tournés d'un demi angle de cisaillement. Les auteurs appliquent ensuite la relation 3.30 à chaque UD équivalent. Cette simplification, associée à la loi de Kozeny-Carman est assez simple et a donné des résultats en bon accord avec les mesures expérimentales [10].

Les facteurs ayant une influence sur la perméabilité ont été présentés et ils seront utilisés pour la caractérisation expérimentale ou pour élaborer des modèles d'imprégnation. La prochaine section est dédiée à la caractérisation expérimentale de la perméabilité.

### 3.3.3 Mesures de perméabilité pour la gaine de carbone

Cette section est consacrée aux mesures des perméabilités planaires et transverses réalisées au LOMC de l'université du Havre. Dans un premier temps, une étude bibliographique sur les moyens existants pour mesurer la perméabilité planaire et transverse a été menée. Ensuite, nous présentons les mesures que nous avons réalisées sur nos gaines.

#### 3.3.3.1 Perméabilité saturée et perméabilité insaturée

Deux types de perméabilité doivent être distinguées : la perméabilité saturée et insaturée.

Le régime insaturé s'intéresse à la propagation de résine dans le renfort. Le mode opératoire consiste à observer le front de propagation de résine et d'en déduire une valeur de la perméabilité. Les mesures en régime insaturé sont « visuelles ». Elles cumulent les défauts liés à la double échelle de porosité et le saut de pression capillaire au niveau du front qui modifient la valeur de la perméabilité [95]. Nous introduisons ainsi la notion de perméabilité insaturée, associée aux mesures obtenues en régime insaturé.

Selon Parnas *et al.* [90], les erreurs commises par la présence du front peuvent être de l'ordre de 50%. Il faut se placer à pression ou débit d'injection suffisamment élevés pour que l'influence de la pression capillaire sur les mesures puisse être négligée,

comme le montrent Weitzenbock *et al.* [95].

Le régime saturé se place à l'état permanent, lorsque le renfort est saturé en résine. En régime saturé, la connaissance de la différence de pression au travers de la préforme ainsi que la mesure du débit de résine permettent de déterminer la perméabilité du milieu par l'équation de Darcy. Ces méthodes ne présentent pas de front de résine et donc elles ne présentent pas les défauts présentés au paragraphe ci-dessus. En revanche, dans le cas d'un effet de bord la mesure est faussée et le problème n'est pas détectable (autrement que par des valeurs aberrantes).

### 3.3.3.2 Difficultés liées à la mesure de perméabilité

Expérimentalement, une grande dispersion dans les mesures est observée. Une variation de 30% dans les mesures est courante [91]. En fait, la perméabilité est une quantité difficile à mesurer. Ceci s'explique par le grand nombre de variables ayant une influence sur la perméabilité, qui viennent en plus des difficultés déjà évoquées au paragraphe précédent.

De nombreux auteurs se sont intéressés à l'origine de cette disparité [90, 96, 32].

En plus des défauts évoqués au paragraphe précédent, Lundström *et al.* [96] montrent que la dispersion des résultats (15%) dépend des échantillons et surtout de leur préparation. Dans cette étude, ils montrent aussi que le fluide utilisé et la pression appliquée n'ont pas d'influence sur la mesure de perméabilité. De plus, les hétérogénéités de la préforme font varier la vitesse de l'écoulement localement et génèrent des zones sèches, comme le montrent Markicevic *et al.* [97].

Par le choix de leur matériau d'essai, Hoes *et al.* [32] montrent que la dispersion des mesures n'est liée ni au cisaillement, ni à la double échelle de porosité. Selon les auteurs, la source d'un si grand écart est due à la mauvaise imbrication des plis entre eux (*nesting*). En réduisant cette imbrication, ils ont réduit les écarts de mesure et ont aussi montré qu'une imbrication parfaite n'était pas possible. Morren *et al.* [98] ont réalisé un « *préforme virtuelle* » en prototypage rapide. L'intérêt de cette technique est de disposer d'une préforme indéformable et dont l'espace poral est parfaitement maîtrisé. Les auteurs observent des dispersions de l'ordre de 5%, montrant que le *nesting* et les aléas du renfort sont responsables de cette dispersion.

### 3.3.3.3 Bibliographie sur les moyens d'essai existant pour mesurer la perméabilité

Nous présentons ici les différents types de mesures de perméabilité en distinguant les mesures de perméabilité dans le plan et dans la direction transverse.



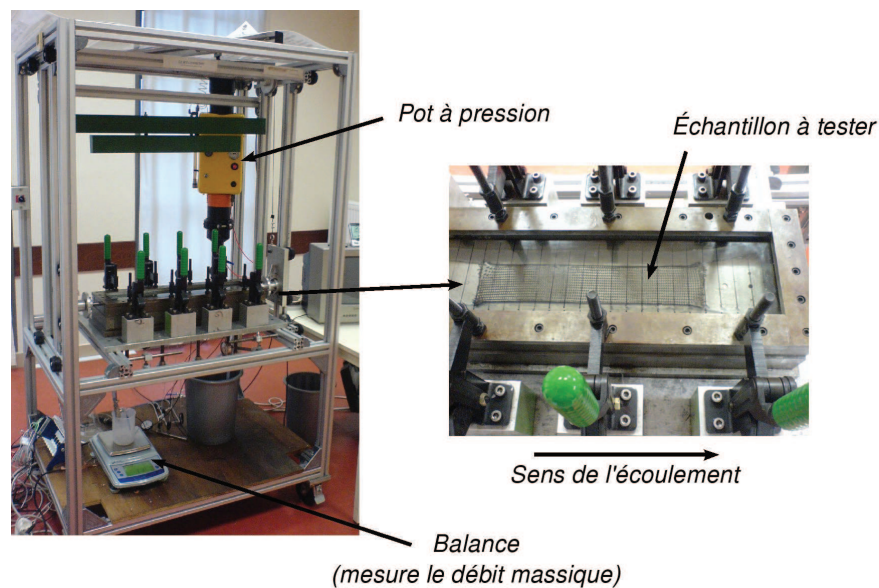


FIGURE 3.16: Banc de perméabilité planaire dit « K1D » du LOMC - université du Havre

**Écoulements unidirectionnels** Dans le plan, cette mesure caractérise la perméabilité dans le plan. Elle consiste à créer un écoulement unidirectionnel à travers le renfort placé à l'intérieur d'un moule. Les plis sont orientés dans la direction suivant laquelle nous souhaitons mesurer la perméabilité.

Ce type de banc est couramment utilisé dans les laboratoires de recherche comme au LOMC - université du Havre (Figure 3.16), où les mesures de perméabilité planaire ont été réalisées.

La perméabilité saturée se détermine dès que la résine a complètement imprégné le renfort, elle se détermine en utilisant la loi de Darcy sur la préforme :

$$\|\vec{v}\| = -\frac{K_{sat}}{\mu} \frac{P_{inj}}{L} \quad \text{et} \quad \|\vec{v}\| = Q_m / (S\rho) \quad (3.35)$$

d'où

$$K_{sat} = \frac{Q_m \mu L}{\rho S P_{inj}} \pm K_{sat} \sqrt{\sum_i \left(\frac{\Delta x_i}{x_i}\right)^2} \quad (3.36)$$

Avec  $K_{sat}$  la perméabilité saturée [m<sup>2</sup>]  
 $P_{inj}$  la pression au seuil d'injection [Pa]  
 $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]  
 $Q_m$  le débit massique [kg/s]  
 $\rho$  la masse volumique de la résine [kg/m<sup>3</sup>]  
 $S$  la section du moule [m<sup>2</sup>]  
 $L$  la longueur de l'échantillon [m]  
 $x_i = \{Q_m, \mu, L, \rho, S, P_{inj}\}$

La pression d'injection est imposée et la viscosité est connue. La mesure du débit volumique permet de déterminer la perméabilité saturée.

Le calcul d'incertitude de l'équation 3.36 est issu de la loi de propagation des erreurs [99].

La perméabilité insaturée est estimée en observant l'avancée du front de résine au cours du temps. À pression imposée, si on néglige la pression capillaire et qu'on suppose qu'il n'y a pas de zone partiellement saturée, la position du front de résine au cours du temps est donnée par la relation :

$$x(t) = \sqrt{\frac{2K_{insat} P_{inj}}{\mu(1 - V_f)} t} \Rightarrow x^2(t) = \frac{2K_{insat} P_{inj}}{\mu(1 - V_f)} t \quad (3.37)$$

Avec  $K_{insat}$  la perméabilité insaturée [m<sup>2</sup>]  
 $P_{inj}$  la pression au seuil d'injection [Pa]  
 $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]  
 $V_f$  le taux volumique de fibre  
 $t$  le temps [s]

Lors d'un essai de perméabilité, le taux volumique de fibres est imposé, la viscosité du fluide est connue et la pression d'injection est imposée. La mesure de la position du front permet de déterminer la perméabilité insaturée. En faisant une régression linéaire de la courbe  $x^2(t) = f(t)$ , le coefficient directeur de la droite obtenue (noté  $a$ ) nous permet de calculer la perméabilité insaturée par la relation :

$$K_{insat} = \frac{a\mu(1 - V_f)}{2P_{inj}} \pm K_{insat} \sqrt{\sum_i \left(\frac{\Delta x_i}{x_i}\right)^2} \quad (3.38)$$

Avec  $K_{insat}$  la perméabilité insaturée [m<sup>2</sup>]  
 $P_{inj}$  la pression au seuil d'injection [Pa]  
 $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]  
 $V_f$  le taux volumique de fibre  
 $a$  le coefficient directeur de la droite obtenue  
 $x_i = \{a, \mu, L, 1 - V_f, P_{inj}\}$

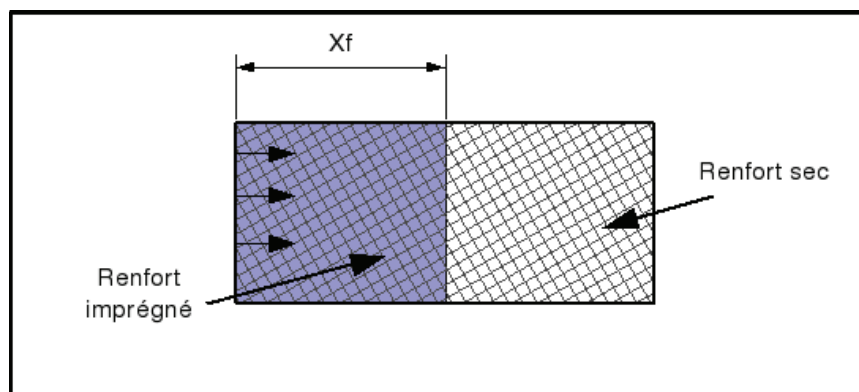


FIGURE 3.17: Schéma d'une mesure de perméabilité par injection linéaire. La distance  $x_f$  parcourue par le front de résine donne la perméabilité dans la direction testée. Trois mesures sont nécessaires pour avoir la perméabilité dans le plan.

La méthode décrite permet de mesurer la perméabilité pour un taux de fibres donné, dans une direction déterminée. Dans le cas général, la détermination complète du tenseur de perméabilité trois mesures sont nécessaires pour déterminer les trois inconnues du problème (deux perméabilités planaires et l'orientation du tenseur de perméabilité). À partir des mesures de perméabilité dans trois directions, nous retrouvons les perméabilités principales et l'orientation du tenseur suivant une méthode présentée par Weitzenbock *et al.* [100].

Or, pour notre application, seule une mesure de perméabilité dans le sens de l'axe de la gaine est nécessaire pour les raisons de symétrie évoquées précédemment.

Il existe des difficultés expérimentales spécifiques aux mesures de perméabilité unidirectionnelles qui s'ajoutent aux problèmes déjà mentionnés :

- Les effets de bords (*race tracking*) peuvent conduire à une erreur de 100%, selon Parnas *et al.* [90]. Si le renfort n'est pas parfaitement ajusté aux parois, des canaux peuvent se former le long des bords du moule et fausser complètement la mesure. Ce défaut n'est observable qu'en régime insaturé.
- La déformation du moule, soumis à la pression d'injection. Souvent, une partie transparente (PMMA par exemple) est ajoutée pour faire des mesures optiques, et sa rigidité peut être assez faible. Selon Parnas *et al.* [90], les erreurs dues à la déformation du moule peuvent, elles aussi, conduire à une erreur de 50%. Aujourd'hui, les moules ont une forme allongée pour éviter cette déformation.

**Injection radiale (2D)** Cette mesure caractérise la perméabilité dans le plan. Pour cette méthode, le renfort est placé dans un moule, et le fluide est injecté au centre du moule. La forme du front de résine est elliptique pour les renforts anisotropes. La

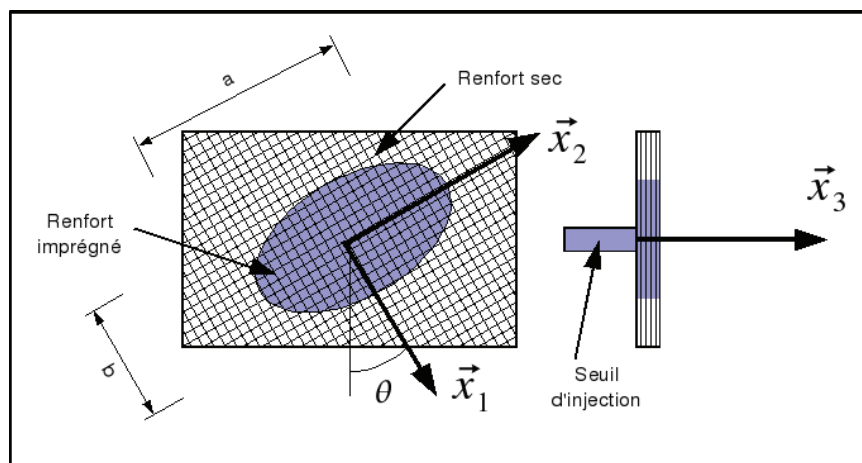


FIGURE 3.18: Schéma d'une mesure de perméabilité par injection radiale. Les longueurs  $a$  et  $b$  ainsi que l'angle  $\theta$  donne l'intégralité du tenseur de perméabilité dans le plan en une seule expérience.

direction des axes de l'ellipse et les longueurs du petit axe et du grand axe  $a$  et  $b$  sur la figure 3.18 renseignent sur les perméabilités dans le plan et l'orientation du tenseur.

Cette méthode est intéressante car elle évite les problèmes d'effets de bords rencontrés dans la méthode de l'écoulement unidirectionnel et offre la possibilité d'utiliser de grands échantillons, ce qui la rend moins sensible aux aléas dus à la fabrication des renforts ou aux manipulations.

De plus, cette méthode permet de donner accès en une seule expérience à la fois aux valeurs des perméabilités planes principales et à leurs directions (confondues avec les axes de l'ellipse). À partir des observations de la propagation des ellipses du front de résine, plusieurs méthodes, permettent ensuite de déterminer les directions principales et les valeurs propres associées, à partir d'expression analytique décrivant l'écoulement dans le système isotrope équivalent [101, 102].

En revanche, la méthode de l'écoulement radial ne permet que des mesures par suivi de front et ne donnent pas accès à la perméabilité saturée.

Ces mesures nécessitent l'utilisation d'un moule transparent et entraîne des problèmes de déformation pour des fractions volumiques élevées.

On note que Wu *et al.* [45] et Long [9] ont utilisé cette technique pour mesurer la perméabilité d'une gaine de verre dans les deux directions du plan.

Buntain et Bickerton [103] ont imaginé un dispositif pour effectuer une mesure en continu de la perméabilité planaire en fonction de la fraction volumique de fibres pour des renforts isotropes. Cette méthode consiste à mesurer la perméabilité et à comprimer les renforts en continue.

Comas-Cardona *et al.* [104] ont aussi imaginé une méthode pour obtenir le tenseur de perméabilité complet (planaire et transverse) en fonction de la fraction volumique de fibres avec un seul essai. La perméabilité est alors identifiée par une méthode inverse basée sur des éléments finis. De même que pour Buntain et Bickerton [103], des mesures complémentaires sont nécessaires lorsque la perméabilité planaire n'est pas isotrope.

**Écoulements transverses** Cette mesure caractérise la perméabilité transverse. Il s'agit d'un écoulement 1D, dont le principe et les difficultés ont déjà été soulevées précédemment. Néanmoins, la configuration est différente et rend les mesures plus difficiles. En effet, on réalise un empilement de plis de renfort, à travers lequel le fluide est poussé pendant que la différence de pression induite et le débit sont enregistrés. La perméabilité transverse est alors obtenue par application de la loi de Darcy (Équation 3.10) dans la direction de l'écoulement.

L'utilisation d'échantillons découpés dans un empilement de plis, rend d'une part difficile une découpe parfaite permettant aux bords de l'échantillon d'épouser convenablement les bords du moule et d'autre part limite l'épaisseur de renfort traversée par le fluide. Les mesures sont alors possibles uniquement en régime saturé et les risques de formation de canaux préférentiels le long des parois est plus difficile à voir. Drapier *et al.* [105] ont imaginé une méthode pour découper les échantillons en intégrant des lames coupantes au moule. Cela limite les effets de bords et la déformation des renforts à l'échelle mésoscopique.

Ouagne et Bréard [106] ont proposé une nouvelle technique pour mesurer la perméabilité transverse en continu. Elle a l'avantage de donner la courbe de perméabilité en fonction de la fraction volumique de fibres de façon automatique en une seule mesure. Les résultats obtenus en continu sont tout à fait comparables aux résultats obtenus par une méthode classique.

Scholz *et al.* [107] ont tenté de réaliser des mesures de perméabilité transverse avec un gaz et ont comparé les résultats avec des mesures à l'eau. En tenant compte de la compressibilité de l'air, ils obtiennent un écart de 8 % entre les mesures à l'eau et les mesures à l'air.

**Écoulements hémisphériques (3D)** Cette mesure caractérise la perméabilité dans le plan et en transverse. Son principe consiste à réaliser une injection dans un empilement de plis de la face inférieure de l'empilement. Le front de matière observé doit théoriquement prendre une forme ellipsoïdale avec pour axes les trois directions principales de perméabilité (Figure 3.19).

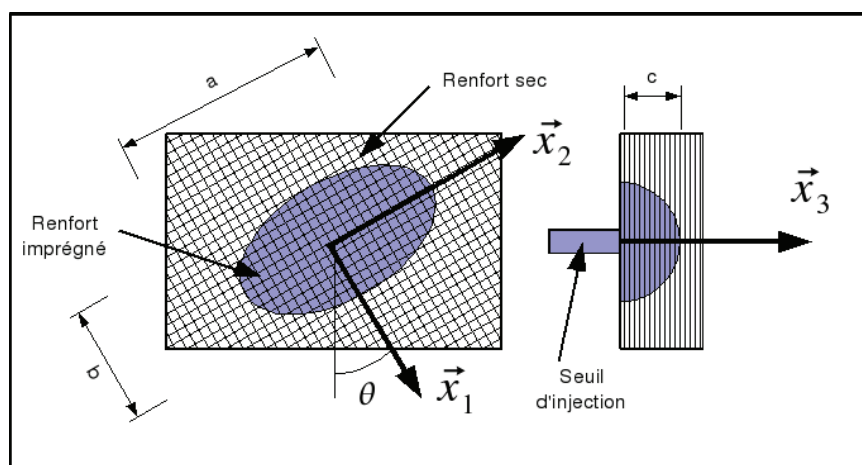


FIGURE 3.19: Schéma d'une mesure de perméabilité 3D

À partir des trois axes de l'ellipsoïde, il est alors possible de déterminer les valeurs des perméabilités principales. Plusieurs méthodes d'estimation sont proposées dans la littérature [95, 108].

La difficulté de cette technique réside dans l'observation du front de résine. Saouab *et al.* [108] utilisent des rayons X. Quant à Weitzenbock *et al.* [95], ils utilisent des thermistors placés dans la préforme.

Pour notre étude, deux types de mesures de perméabilité sont nécessaires (une planaire et une transverse). Pour la perméabilité planaire, seule la mesure dans le sens de la gaine est nécessaire. La méthode unidirectionnelle, réputée plus fiable, paraît être le moyen le plus adapté pour effectuer cette mesure. Pour la perméabilité transverse, la méthode par écoulements transverses paraît aussi adaptée à notre problème.

### 3.3.3.4 Mesures de perméabilité

Les mesures de perméabilité planaire et transverse ont été réalisées au LOMC - université du Havre. Dans cette section, nous présentons les résultats de nos mesures.

**Démarche expérimentale** Pour les mesures de perméabilité, un empilement de plis est réalisé et un écoulement de fluide imprègne le renfort. Pour nos mesures, ce fluide est une huile silicone Rhodorsil 47V100, de viscosité 0,1 Pa.s à 25°C. Dès que l'empilement est réalisé, un joint silicone est positionné autour des plis pour assurer l'étanchéité (Figure 3.20).

Pour réaliser cet empilement de plis, deux options sont possibles. La première consiste à découper les gaines le long d'un repli, à les déplier et à empiler les plis dépliés.

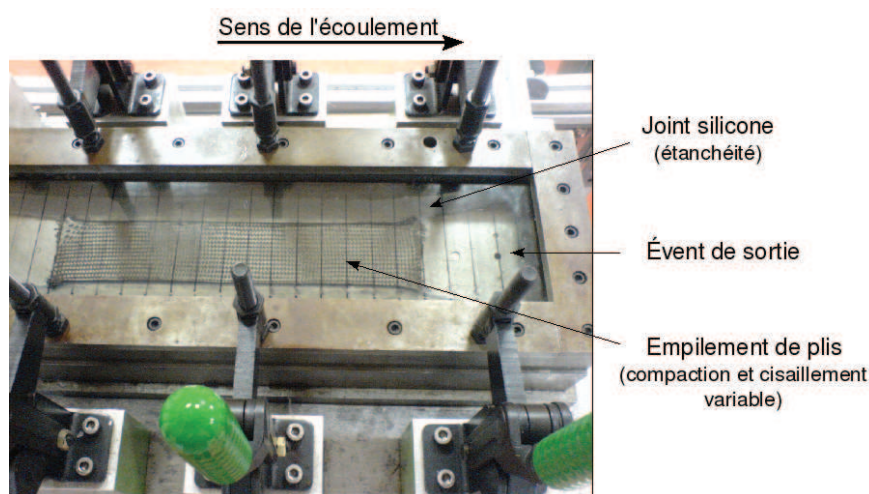


FIGURE 3.20: Démarche expérimentale pour les mesures de perméabilité planaire

La seconde consiste à empiler les gaines directement, sans les ouvrir. La première solution présente l'inconvénient d'avoir un repli marqué au centre de la préforme et que les mèches se détissent sur les bords du pli, à cause de la découpe.

Ces deux défauts peuvent générer des erreurs de mesures, qui n'existent pas lorsque les gaines sont déposées sans les ouvrir. Pourtant, la seconde méthode n'est pas exempt de défauts puisque les replis tassent la préforme plus fortement aux extrémités de la gaine et perturbent ainsi la mesure. Les mesures de perméabilité planaire ont été réalisées sur des gaines sans les ouvrir.

Au cours de l'étude bibliographique, nous avons identifié que le cisaillement et la compaction des plis influent sur la perméabilité (Sections 3.3.2.4 et 3.3.2.3 respectivement). La compaction est obtenue en augmentant le nombre de plis constituant l'empilement, pour une hauteur totale d'empilement fixe.

L'influence du cisaillement est réalisée en cisillant manuellement les plis. Le contrôle de l'angle de cisaillement se fait en contrôlant la largeur de la gaine. En effet, nous pouvons calculer géométriquement la largeur de la gaine cisillée ( $l_\gamma$ ) en fonction de l'angle de cisaillement  $\gamma$  :

$$l_\gamma = \frac{D_n}{\sqrt{2}} \pi \sin\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\gamma}{2}\right) \quad (3.39)$$

avec  $D_N$  le diamètre nominal de la gaine [m], introduit à la section 2.1.1.

**Perméabilité planaire** Les mesures de perméabilité planaire saturée et non saturée sont réalisées pour différentes fractions volumique de fibres comprises entre 40% et 65%. En planaire, nous ne mesurons que la composante du tenseur de perméabilité alignée avec l'axe de la gaine.

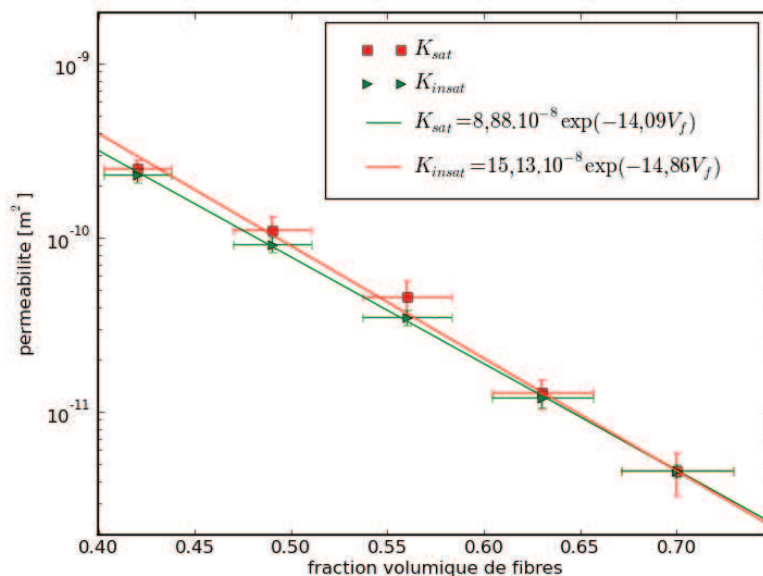


FIGURE 3.21: Perméabilité saturée et insaturée en fonction du taux volumique de fibres pour la gaine de carbone

Dans un premier temps, un cisaillement nul est imposé. Le modèle de régression utilisé est une loi exponentielle décroissante :

$$k_p(V_f) = a_p \exp(-b_p V_f) \quad (3.40)$$

avec  $a_p$  et  $b_p$ , deux paramètres identifiés sur les courbes par moindres-carrés.

Pour la perméabilité saturée, les paramètres  $a$  et  $b$  du modèle 3.40 sont respectivement  $8,88.10^{-8} \text{ m}^2$  et  $14,1$ . Pour la perméabilité insaturée, ils valent  $15,1.10^{-8} \text{ m}^2$  et  $14,9$ .

Les mesures de perméabilité planaire saturée et insaturée ( $k_p$ ) s'ajustent convenablement sur la courbe de régression (Figure 3.21). Pour notre gaine, l'évolution de la perméabilité est fidèlement traduite par une loi exponentielle à deux paramètres.

Nous constatons (Figure 3.22) que le rapport de la perméabilité insaturée sur la perméabilité saturée est supérieur à 1, ce qui est théoriquement impossible puisque la perméabilité relative est inférieure ou égale à 1 (Équation 3.14). Pillai [109] a longuement discuté sur ce point. Il montre que différents auteurs ont obtenu des ratios compris entre  $1/4$  et  $4$ . Selon Pillai, l'architecture du renfort et les effets capillaires perturberaient la mesure de la perméabilité insaturée. En effet, nous avons souligné que ces deux effets combinés étaient à l'origine d'une zone partiellement saturée. Cette zone partiellement saturée pose un problème de définition de la position du front de résine. En effet, la position du front de résine est située entre la zone parfaitement sèche



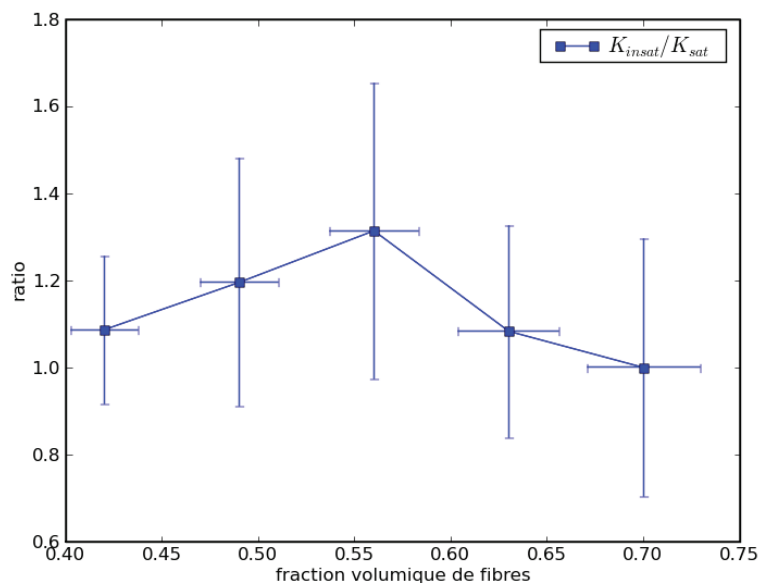


FIGURE 3.22: Rapport entre la perméabilité insaturée et la perméabilité saturée

et la zone parfaitement saturée en résine et sa position ne peut pas être connue avec précision. De plus, cette zone partiellement saturée dépend à la fois des paramètres procédés (pilotant l'écoulement macroscopique) et des effets capillaires à l'échelle microscopique. Cette difficulté pourrait être à l'origine des disparités mises en évidence par Pillai.

L'influence du cisaillement sur la perméabilité a aussi été mesurée. La figure 3.23 montre les résultats de perméabilité saturée obtenus pour la gaine de carbone en fonction du taux volumique de fibres et de la configuration.

Seules deux mesures avec des échantillons cisailés ont été réalisées et comparées aux mesures sur l'échantillon non cisailé, ce qui est trop peu pour tirer des conclusions définitives. Néanmoins, les premiers essais semblent montrer que l'influence du cisaillement est essentiellement due à la modification de la fraction volumique de fibres (Figure 3.23). Il semble donc que les autres effets du cisaillement soient négligeables pour notre application (changement des directions propres, augmentation de l'anisotropie).

**Perméabilité transverse** Les mesures sont réalisées grâce au banc HMZ décrit dans [106, 110]. La perméabilité est mesurée en fonction de la fraction volumique de fibres.

La loi de régression utilisée est la loi exponentielle à deux paramètres :

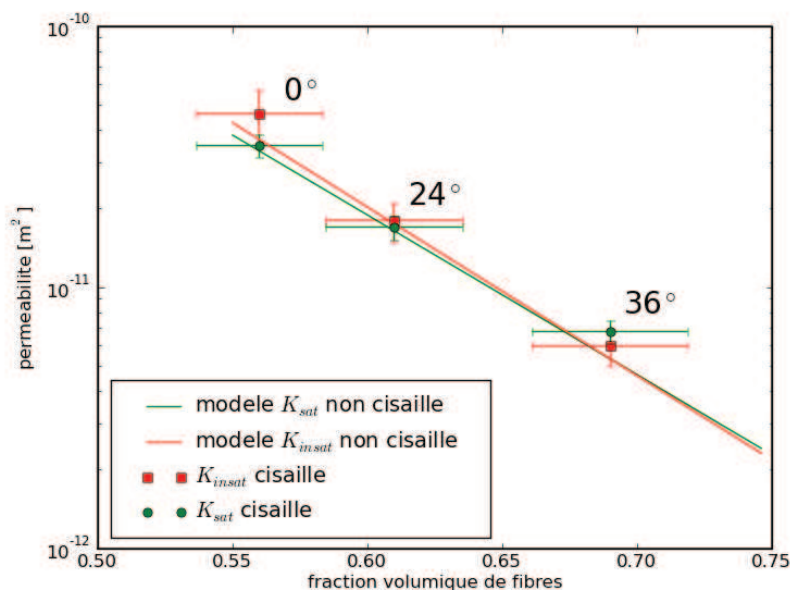


FIGURE 3.23: Mesure de perméabilité planaire de la gaine de carbone pour différents cisaillements

$$k_t(V_f) = a_t \exp(-b_t V_f) \quad (3.41)$$

Avec  $a_t$  et  $b_t$  valant respectivement  $4,46 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2$  et 14,9.

La courbe 3.24 montre l'évolution de la perméabilité transverse ( $k_t$ ) avec la fraction volumique de fibres ( $V_f$ ) ainsi que la régression utilisée (Équation 3.41).

En conclusion de la caractérisation expérimentale de la perméabilité, nous traçons sur un même graphe, les perméabilités planaires et transverses obtenues (Figure 3.25). Les courbes reportées sur le graphe sont les courbes de régressions obtenues pour les perméabilités saturées. Sur cette figure, nous pouvons voir que le rapport entre perméabilité planaire et transverse évolue peu avec la fraction volumique de fibres, comme les courbes sont quasiment parallèles (en échelle logarithmique). Le rapport trouvé entre perméabilité planaire et transverse est compris entre 25 et 30. Ce résultat est à comparer à la perméabilité des mèches, dont le rapport entre perméabilité planaire et transverse est voisin de 2 à 3, comme nous l'avons montré en calculant la perméabilité des mèches par le modèle de Berdichevsky (Figure 3.7). L'anisotropie des mèches, calculée à partir de la microstructure, ne peut pas expliquer à elle seule que le rapport des perméabilités du renfort soit voisin de 30. Il est probable que la forme des mèches, c'est-à-dire la « *mésosstructure* » du renfort joue un rôle important dans l'écoulement de la résine.

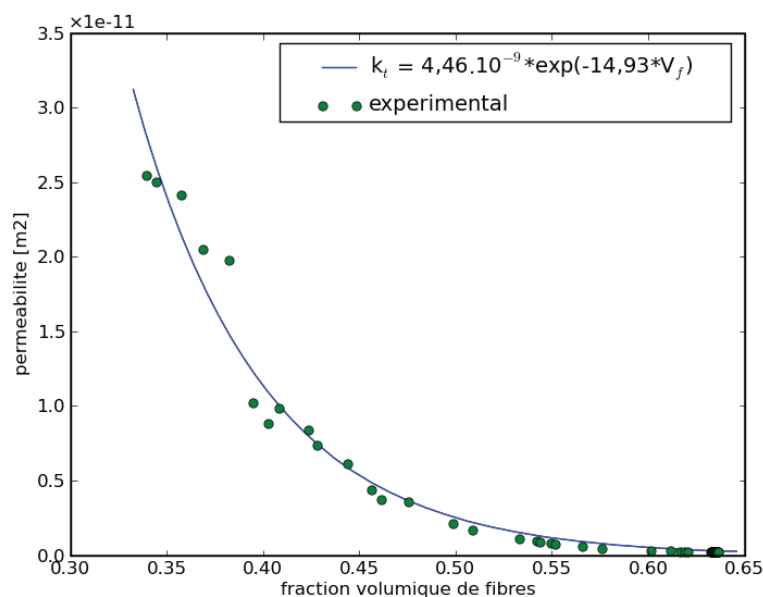


FIGURE 3.24: Résultats des mesures de perméabilité transverse sur la gaine de carbone

Ce constat n'est pas surprenant. En régime saturé, la résine va préférentiellement s'écouler dans les macropores autour des mèches, offrant moins de résistance à l'écoulement. Sous cette hypothèse, il est probable qu'une partie très infime de l'écoulement passe dans les mèches et soit réellement affectée par l'anisotropie des mèches. Or ce rapport joue un rôle, rappelons que ces deux composantes sont importantes, par l'orientation du renfort à l'échelle de la pièce.

### 3.4 Simulation de la phase d'injection

Les développements qui vont suivre concernent la simulation de la phase d'injection à l'échelle macroscopique. Nous négligeons la double échelle de perméabilité et les effets capillaires, si bien que l'écoulement se réduit au modèle d'imprégnation décrit à la section 3.2.5. Ces simulations ne permettent pas de modéliser l'apparition des porosités, ni les zones partiellement saturées mais nous pouvons en extraire des informations sur la nature de l'écoulement qui permettront de comprendre la génération des porosités, comme nous le montrerons au chapitre 4.

Dans un premier temps, la chaîne de simulation mise en œuvre est présentée. Les résultats de cette chaîne de simulation sont ensuite comparés aux données expérimentales.

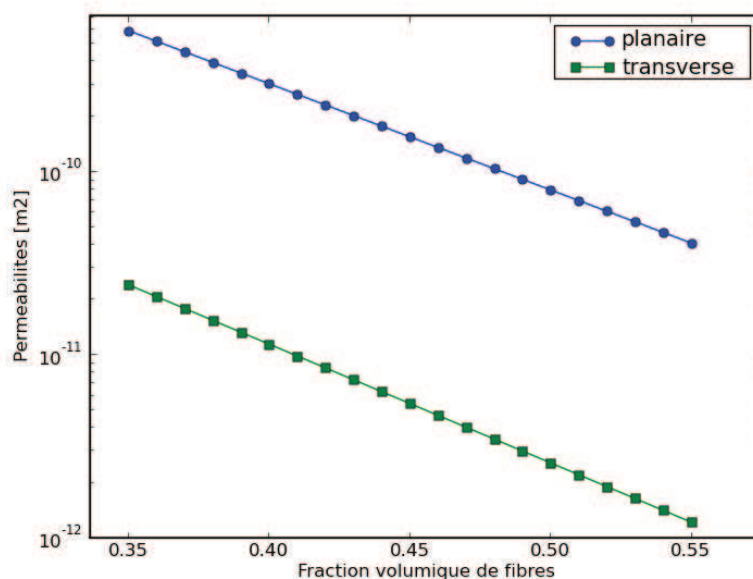


FIGURE 3.25: *Résultats des mesures de perméabilité transverse sur la gaine de carbone*

### 3.4.1 Présentation de la chaîne de simulation

Cette section montre l'ensemble de la chaîne de simulation mise en œuvre pour les simulations de la phase d'injection du procédé RTM à l'échelle macroscopique, de la génération des données jusqu'au post-traitement (Figure 3.30). Cette chaîne est basée sur les codes RTM mis à notre disposition par le LOMC - université de Havre. Dans cette présentation, nous mettons l'accent sur les développements réalisés dans le cadre de cette thèse, relatifs à la prise en compte des effets du préformage dans la simulation de l'imprégnation.

Nous présentons d'abord la démarche mise en œuvre pour modéliser la phase d'injection de la résine. Nous présentons ensuite tous les éléments de la chaîne de simulation développée pour détailler les aspects techniques de la mise en œuvre.

#### 3.4.1.1 Démarche pour la modélisation

La simulation numérique nécessite la prise en compte l'orientation spécifique des plis. De même, nous souhaitons étudier l'influence des défauts de préformage identifiés au chapitre 2 (plis courbes, fraction volumique de fibres variable) sur la phase d'injection.

Pour cela, nous avons modélisons le pli et sa géométrie par son orientation, sa fraction volumique de fibres et sa perméabilité (Figure 3.26). Éventuellement, nous

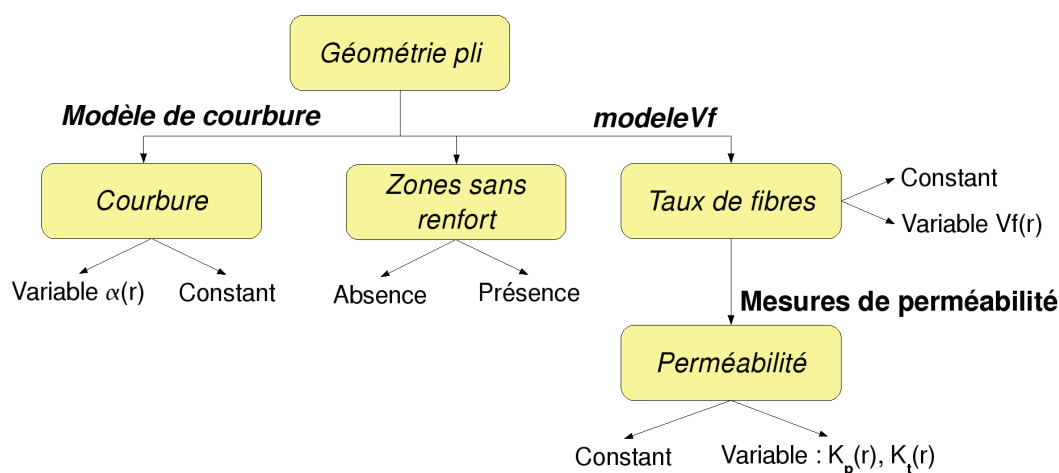


FIGURE 3.26: Organigramme de la démarche utilisée pour la modélisation de nos préformes

pouvons définir des zones sans renfort, comme nous l'avons observé expérimentalement au chapitre 2. Suivant le cas que nous souhaitons modéliser, ces valeurs peuvent être constantes ou variables en fonction de la position. Par exemple, l'orientation variable des plis peut être prise en compte pour modéliser la courbure des plis (Équation 2.8) ou une fraction volumique de fibres variable peut être modélisée par *modeleVf* pour modéliser l'état de déformation de la préforme par cisaillement (Section 2.3.1).

Chaque flèche de l'organigramme de la figure 3.26 est issue d'un modèle et de mesures expérimentales (pour la perméabilité) et introduisent des incertitudes, dont nous allons regarder l'influence lors des études paramétriques (Section 3.4.3).

À partir de cette description géométrique des plis modélisée par des éléments finis, nous affectons des propriétés localement, en définissant des propriétés d'injection localement puis en définissant des zones sans renfort (optionnel).

**Affectation des propriétés d'injection localement** Un matériau est défini par ses propriétés d'injection, c'est-à-dire par les trois perméabilités principales  $k_p$ ,  $k_{p'}$  et  $k_t$  et la fraction volumique de fibres.

Pour notre application, ces matériaux sont définis localement et orientés pour modéliser l'orientation spécifique des plis. Pour cela, nous appliquons successivement deux rotations au tenseur de perméabilité d'angle  $\theta_x$  et  $\theta_z$ , pour exprimer le tenseur de perméabilité localement dans le repère global de la préforme. Ces deux rotations sont définies par la matrice  $R(\theta_x, \theta_z)$  :

$$R(\theta_x, \theta_z) = \begin{pmatrix} \cos \theta_z & -\cos \theta_x \sin \theta_z & \sin \theta_x \sin \theta_z \\ \sin \theta_z & \cos \theta_x \cos \theta_z & -\sin \theta_x \cos \theta_z \\ 0 & \sin \theta_x & \cos \theta_x \end{pmatrix} \quad (3.42)$$

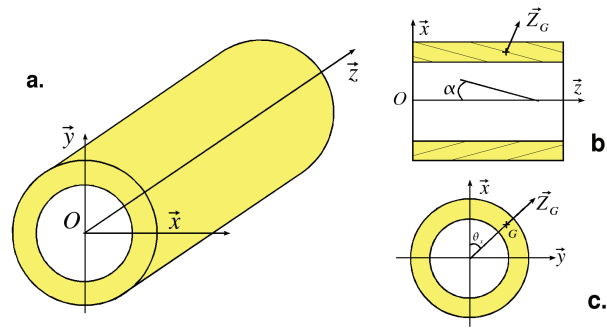


FIGURE 3.27: **a.** Définition du repère global du tube. **b.** et **c.** Orientation du vecteur normal au pli définissant l'orientation du matériau

La valeur des angles  $\theta_x$  et  $\theta_z$  dépend de la position du centre de gravité de l'élément (noté  $G(x_G, y_G, z_G)$ ).

Par défaut, l'angle  $\theta_x$  vaut  $15^\circ$  (orientation constante des plis par rapport à l'axe du tube). Nous pouvons aussi définir un angle  $\theta_x$  en fonction de la position. Par exemple, pour modéliser une évolution de la forme du pli, l'angle  $\theta_x$  est défini par la relation 2.8.

En raisonnant ensuite dans le plan  $(O, \vec{y}, \vec{z})$  de la figure 3.27, nous déterminons l'angle  $\theta_z$  :

$$\theta_z = \frac{\pi}{2} - \arccos\left(\frac{x_G}{\sqrt{x_G^2 + y_G^2}}\right) \quad (3.43)$$

Dans le cas où la fraction volumique de fibres évolue en fonction du rayon, nous définissons une série de matériaux calculée à partir de *modeleVf* (section 2.3.1) pour un cisaillement donné. En fonction de la position radiale, nous affectons un matériau dans la liste précédente.

Cette méthode est illustrée sur la figure 3.28, les points représentent les valeurs du taux de fibres calculées par *modeleVf* et la ligne correspond au taux de fibres pour les différents matériaux de notre liste.

Le calcul des perméabilités du matériau est effectué à partir de la valeur du taux de fibres et des mesures de perméabilités planaires et transverses. Nous avons choisi d'utiliser les valeurs des perméabilités saturées pour la perméabilité planaire car la perméabilité insaturée n'est pas disponible en transverse.

**Définition des zones sans renfort** Éventuellement, des zones sans renfort sont ajoutées (Figure 3.29). En effet, au chapitre 2, nous avons observé des zones de la pré-forme où le renfort n'était pas présent. Pour ces zones, nous définissons des propriétés d'un milieu poreux très perméable.

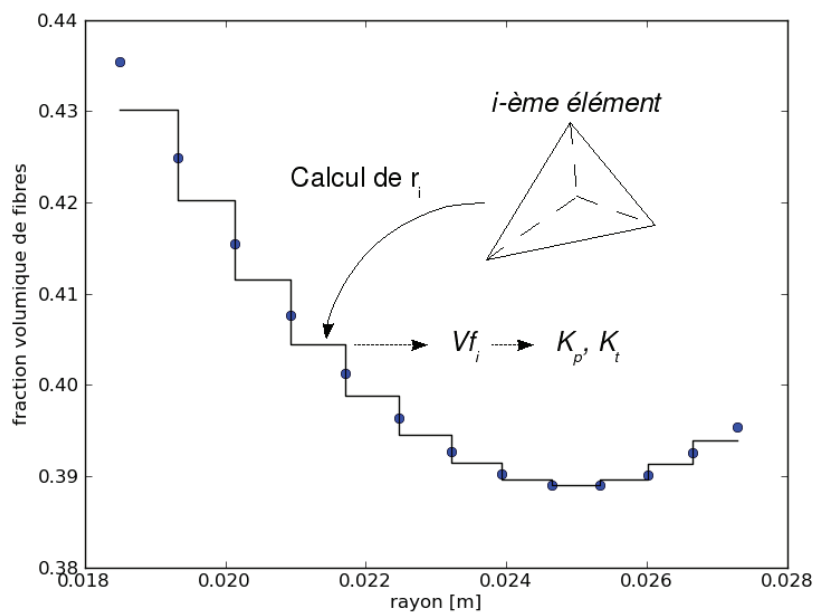


FIGURE 3.28: Méthode utilisée pour affecter une fraction volumique de fibres à un élément

La réalisation technique est présentée en même temps que l'outil (*AbaqusToRtm*) permettant de réaliser cette tâche.

Cette démarche de modélisation s'intègre dans la chaîne de modélisation présentée sur la figure 3.30, dont nous allons détailler les outils dans les développements qui vont suivre.

### 3.4.1.2 Maillage

Dans un premier temps, les maillages 2D et 3D sont réalisés avec le logiciel Abaqus et exportés au format « *inp* ». Ce fichier contient les coordonnées des nœuds, la table de connectivité et les zones constituant le seuil d'injection et l'évent de sortie. Dans le logiciel Abaqus, le seuil d'injection et l'évent de sortie sont enregistrés dans des *sets*<sup>1</sup> nommés « injection » et « vent ».

Les maillages acceptés par les codes RTM sont constitués d'éléments triangulaires pour le code Rtm2D.exe et d'éléments tétraédriques pour le code Rtm3D.exe. Dans les deux cas, les fonctions de forme des éléments sont linéaires.

<sup>1</sup>Terminologie Abaqus pour désigner un ensemble de nœuds ou d'éléments

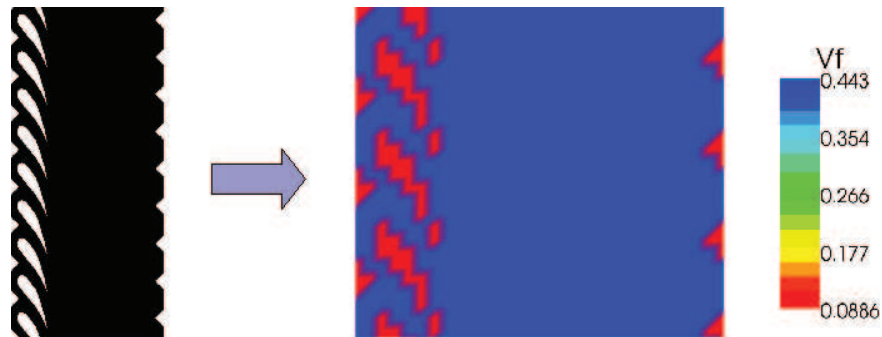


FIGURE 3.29: Exemple de modélisation d'un défaut de préformage à partir d'une image

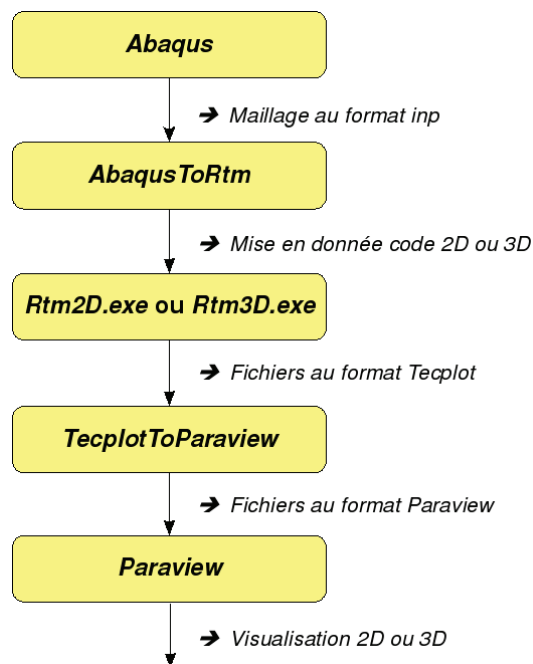


FIGURE 3.30: Les différentes étapes de la chaîne de simulation



### 3.4.1.3 Mise en données

Le code *AbaqusToRtm*, assurant la mise en données, est l'implémentation informatique de la démarche de modélisation de notre pli. En pratique, cet outil permet de traduire la géométrie du pli et de la traduire en données compréhensibles par les codes de calculs par éléments finis, c'est-à-dire en propriétés nodales et élémentaires du maillage.

**Affectation des matériaux** Pour chaque élément, nous affectons un matériau en fonction de la position de l'élément en respectant la démarche présentée en début de section.

**Définition des zones sans renfort** Pour modéliser les zones sans renfort, les boucles sont simplement dessinées dans un logiciel de dessin ou importées à partir d'une image de tomographie. Un lecteur d'images au format *png* et *jpeg* a été implémenté à partir de la bibliothèque VTK [39] dans le code *AbaqusToRtm*. Les zones blanches de la figure 3.29 (à gauche) correspondent à des zones sans renfort et les zones noires à des zones avec renfort. Une échelle est définie pour que la taille de l'image en pixel corresponde à la taille de la pièce dans le système métrique.

La position du barycentre de chaque élément est calculée dans le repère de l'image. La valeur du niveau de gris du barycentre est calculée par une interpolation bilinéaire entre quatre pixels entourant le barycentre de l'élément. Si ce niveau de gris est inférieur à 127, l'élément est considéré comme faisant partie d'une zone sans renfort et nous lui affectons un matériau très perméable.

Ce système offre une grande souplesse d'utilisation car les défauts sont simplement dessinés dans un logiciel ou importés à partir d'une image de tomographie seuillée puis importés dans le code *Rtm2D.exe*.

**Contrôle de la mise en données** Pour s'assurer que la mise en données convienne aux attentes de l'utilisateur, un rendu graphique a été développé avec la bibliothèque graphique VTK dans le code *AbaqusToRtm*. Par exemple, les figures 3.29 à droite et 3.37 sont des captures d'écran du code *AbaqusToRtm*.

### 3.4.1.4 *Rtm2D.exe* ou *Rtm3D.exe*

Il s'agit de deux codes permettant de simuler la phase de remplissage du procédé. Le calcul est assuré par la méthode des éléments finis avec volumes de contrôle, décrit à

la section 3.2.5. Ces programmes ont été fournis par le LOMC de l'université du Havre, dans le cadre du projet LCM3M.

#### **3.4.1.5 Post-traitement**

Les codes du Havre assurent les calculs éléments finis de la pression et de la saturation en résine au cours du temps. Les données de sortie de ces codes sont au format Tecplot puis sont convertis au format *vtk*, reconnu par Paraview. Cette tâche est assurée par le code TecplotToParaview, écrit aussi en C++ dans le cadre de cette thèse. La visualisation est assurée par Paraview.

Nous venons de présenter la chaîne de calcul permettant de modéliser toutes les spécificités de notre étude. Nous avons montré qu'il était possible de mettre en données des plis inclinés, une fraction volumique de fibres variable dans l'épaisseur du tube et nous pouvons modéliser des zones sans renfort.

La prochaine section est dédiée à l'utilisation de cette chaîne de calcul et à la comparaison avec les données expérimentales.

### **3.4.2 Comparaison expérimental / simulation**

Dans un premier temps, nous présentons les résultats expérimentaux dont nous disposons. Ces résultats expérimentaux servent de référence aux différents modèles numériques (1D, 2D et 3D) que nous présentons ensuite.

À l'issue de ces présentations, nous comparons les différents modèles (1D, 2D et 3D) à l'expérimental en négligeant la variation de fraction volumique de fibres dans l'épaisseur du tube. Enfin, nous étudions l'influence de la courbure des plis et de la variation du taux de fibres dans l'épaisseur sur les résultats de simulations, confrontés à l'expérimental.

#### **3.4.2.1 Données expérimentales**

Les données expérimentales sont issues de campagnes d'essais d'injection axiale, schématisée sur la figure 3.31. Lors des différentes campagnes d'essais, la position du front de résine sur l'extérieur du tube et l'orientation du front de résine ont été observées expérimentalement.

L'obtention de ces résultats est détaillée dans les paragraphes suivants. Une description complète du pilote de laboratoire et la procédure pour observer le front de résine sont présentées au chapitre 4.

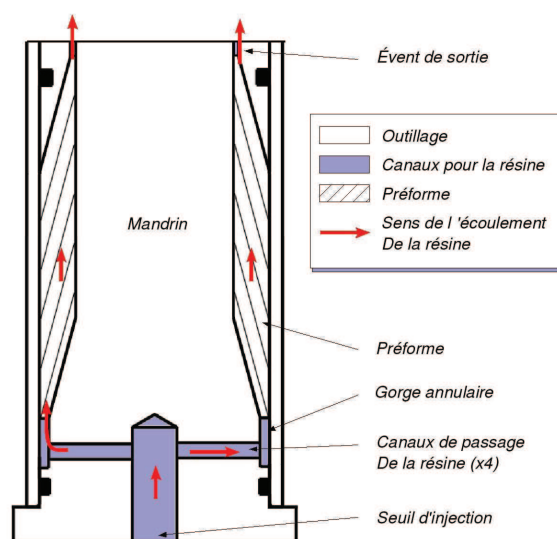


FIGURE 3.31: Schéma de l'injection axiale

**Position du front de résine sur l'extérieur du tube** La position du front de résine est relevée sur l'extérieur du tube à partir des vidéos de l'injection de résine lorsque le contre-moule transparent est utilisé (Section 4.2.3).

Nous avons choisi d'utiliser les résultats des injections à débit imposé. En effet, les pièces réalisées avec ce type d'injection ont subi moins de défauts pendant la phase d'injection (Chapitre 4). Ces données expérimentales sont donc les mieux adaptées à la comparaison simulation / expérimental.

En revanche, le code dont nous disposons ne permet pas de réaliser des simulations d'injections à débit imposé. Pour pallier à ce problème, nous utilisons la procédure suivante, détaillée au chapitre 4. Pour toutes les injections la position du front de résine au cours du temps est enregistrée sur l'extérieur du tube. À partir de la position du front de résine, nous obtenons une valeur de perméabilité, appelée « *perméabilité de pièce* ». Cette perméabilité de pièce, caractéristique de la préforme et de son état de déformation, est introduite dans un modèle d'écoulement unidirectionnel, à pression imposée. Nous obtenons ainsi une position du front de résine équivalente à pression imposée, que nous pouvons comparer aux simulations numériques à pression imposée.

**Orientation du front de résine** La simulation doit pouvoir prédire l'allure du front de résine dans l'épaisseur du tube. Pour s'en assurer, nous allons chercher à observer expérimentalement ce front pendant le procédé.

Plusieurs solutions ont été tentées pour observer le front de résine dans l'épaisseur du tube. La première solution consiste à injecter la pièce à moitié et à attendre que la résine polymérise. Cette solution n'est pas adaptée à l'observation du front car la résine continue son ascension à cause des effets capillaires [51] tant que la résine ne

commence pas à figer. En pratique, nous avons observé que le front de résine monte de plusieurs millimètres, ce qui rend impossible l'observation du front de résine.

La seconde technique a consisté à injecter une résine incolore pendant la première moitié de l'injection puis une résine colorée pendant la seconde moitié. Nous espérons observer une stratification des couleurs, qui indiquerait la position du front de résine. Cette technique s'est avérée inefficace : la pièce a une couleur uniforme en fin d'injection. Il est probable que la diffusion du colorant soit très importante et qu'elle empêche la stratification des couleurs.

Cette technique n'a pas donnée de résultat concluant au cours de cette étude, mais il est probable qu'elle soit améliorable en mettant d'avantage de colorant ou un colorant dont le coefficient de diffusion est plus faible.

La dernière solution a consisté à injecter une résine en cours de polymérisation et qui a complètement figée avant la fin de l'injection. Cette solution n'est pas idéale, car la viscosité de la résine évolue avec le degré de polymérisation. De plus, il est probable que le comportement de la résine deviennent non newtonien ce qui modifie probablement la nature de l'écoulement. Néanmoins, cette solution empêche l'ascension capillaire. Parmi les trois solutions testées, seule cette technique a donné un résultat. Elle a donc été retenue pour observer le front de résine à un instant donné. Le résultat est présenté sur la figure 3.32. Sur cette figure, nous pouvons constater que l'orientation du front de résine est pratiquement alignée avec l'orientation des plis.

Nous venons de présenter succinctement les résultats expérimentaux, que nous détaillons plus largement au chapitre 4. Dans ce chapitre, l'intérêt des résultats expérimentaux est de disposer de données à comparer aux simulations numériques. Les paragraphes suivants présentent les modèles 1D, 2D et 3D que nous avons mis en œuvre pour simuler la phase d'injection.

### **3.4.2.2 Simulations 1D suivant l'axe du tube**

Les résultats de l'observation du front de résine montrent que l'écoulement est pratiquement unidirectionnel sur l'extérieur du tube. Nous pouvons donc légitimement nous interroger sur la pertinence d'un modèle 1D suivant l'axe du tube pour modéliser l'écoulement de la résine. Nous distinguons deux cas. Le premier est à fraction volumique de fibres constante dans l'épaisseur et revient à négliger la variation de fraction volumique de fibres dans l'épaisseur due au cisaillement (ou à la forme variable du pli), le second est à fraction volumique de fibres variables dans l'épaisseur.

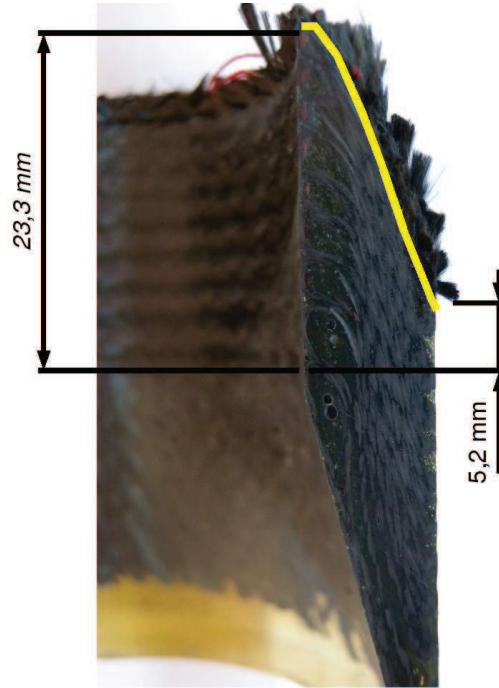


FIGURE 3.32: Position du front de résine obtenu expérimentalement

Si la fraction volumique de fibres est constante dans l'épaisseur du tube, la perméabilité de la préforme se calcule directement par l'équation 3.30, en faisant l'hypothèse que la vitesse radiale de l'écoulement est nulle.

Si la fraction volumique de fibres est variable dans l'épaisseur, nous pouvons moyenner la perméabilité dans l'épaisseur du tube. En effet, nous constatons que la variation dans l'épaisseur peut être modélisée par un empilement de couches orientées dans le sens longitudinal du tube (Figure 3.33). Les propriétés de chaque couche sont différentes, pour modéliser le gradient de propriétés dans l'épaisseur du tube.

Chaque couche peut être définie par sa fraction volumique de fibres et sa perméabilité longitudinale. La fraction volumique de fibres est calculée par *modele Vf* et la perméabilité dans le sens longitudinal se calcule en utilisant la formule de perméabilité équivalente pour un renfort incliné (Équation 3.30). Nous utilisons les valeurs des perméabilités planaires et transverses et l'orientation du pli pour chaque couche. Nous pouvons calculer la perméabilité moyenne (notée  $K_{moy}$ ) de cet « empilement de couches », en combinant l'équation 3.30, donnant une valeur de la perméabilité équivalente pour un pli incliné, et l'équation 3.32, permettant de moyenner dans l'épaisseur du tube. La perméabilité moyenne se calcule par la relation suivante :

$$K_{moy} = \frac{2}{r_{cm}^2 - r_m^2} \int_{r=r_m}^{r_{cm}} \left( k_p \cos^2 \alpha + k_t \sin^2 \alpha - \frac{(k_p - k_t)^2 \cos^2 \alpha \sin^2 \alpha}{k_p \sin^2 \alpha + k_t \cos^2 \alpha} \right) r dr \quad (3.44)$$

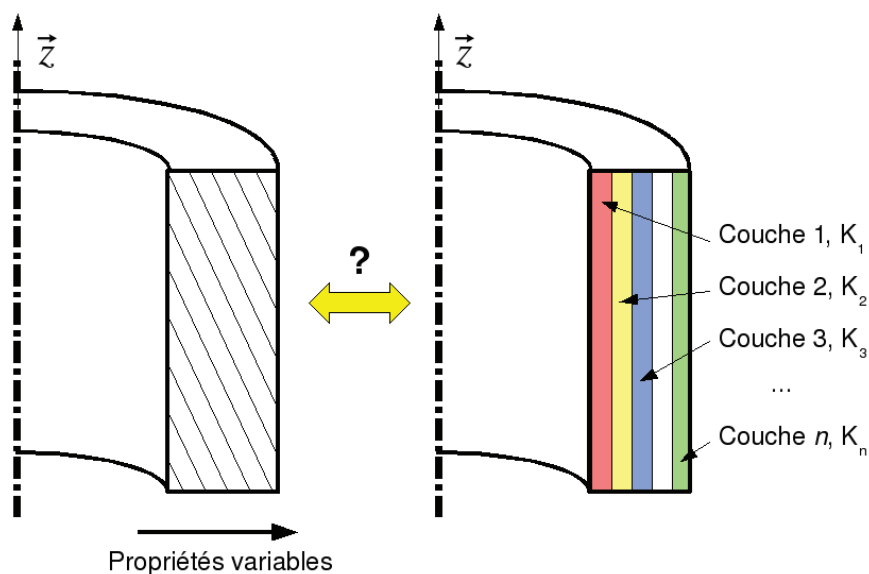


FIGURE 3.33: Modélisation 1D avec prise en compte d'un gradient de propriétés dans l'épaisseur

Avec  $r_m$  le rayon intérieur et  $r_{cm}$  le rayon extérieur.

Pour établir ces modèles, nous avons supposé que la fraction volumique de fibres est constante sur la hauteur. Notons que ces formules utilisent l'hypothèse que l'écoulement entre les couches est nul, c'est-à-dire que l'écoulement est uniquement porté dans la direction longitudinale.

Nous avons établi deux modèles analytiques pour la prédiction de la position du front au cours du temps, en moyennant la perméabilité dans l'épaisseur du tube. Ces modèles 1D analytiques donnent des résultats instantanément, contrairement aux simulations numériques par éléments finis 2D ou 3D. En contrepartie, ces modèles nécessitent des hypothèses et les résultats de ces modèles vont être comparés aux résultats des simulations 3D.

### 3.4.2.3 Simulations 2D

Le problème étant axisymétrique, il se traite normalement grâce à un solveur 2D-axisymétrique. La difficulté ici est que nous ne disposons pas d'un tel code mais que d'un code 2D cartésien.

Les modélisations 2D (non axisymétriques) ne sont pas adaptées pour traiter notre problème car elles ne prennent pas en compte la symétrie de révolution de la pièce. Néanmoins, il existe des cas où l'effet de l'axisymétrie est négligeable et le problème

peut être approximé par un cas 2D cartésien. Nous pouvons donc nous interroger sur l'erreur commise en effectuant des simulations 2D.

La première modélisation 2D proposée est un calcul 2D-plan (noté 2D-plan).

Le second modèle 2D proposé est un calcul « presque » axisymétrique. Les solveurs 2D-plan et 2D-axisymétrique se différencient à deux niveaux dans la résolution du système d'équation de Darcy (Section 3.2.5), lors du calcul du champ de pression et lors du remplissage des volumes de contrôle par la résine.

Pour le calcul de la pression, l'équation de Poisson (Équation 3.18) en 2D - axisymétrique est différente. La prise en compte de la symétrie de révolution nécessite le redéveloppement du code, ce qui dépasse le cadre de cette thèse. En utilisant un solveur 2D-plan pour le calcul du champ de pression, nous commettons donc une erreur. Le calcul de la vitesse de remplissage se calculant explicitement à partir du champ de pression, nous pouvons nous attendre à avoir une vitesse d'avancée du front de résine approximée.

La seconde modification entre calcul 2D-plan et calcul 2D - axisymétrique intervient lors du remplissage des volumes de contrôle. L'effet de la symétrie de révolution du tube peut être modélisé facilement pour le calcul du remplissage en jouant sur l'épaisseur des cellules à remplir. En effet, en définissant une épaisseur de cellule définie par  $r \delta\theta$  ( $r$  est la position radiale et  $\theta$  un angle quelconque), nous pouvons modéliser l'axisymétrie en augmentant la taille du volume à remplir. C'est d'ailleurs la stratégie proposée par OpenFoam [111] (logiciel volumes finis) pour modéliser l'axisymétrie. La seconde modélisation, appelée 2D presque-axisymétrique, prend en compte l'axisymétrie pour le remplissage des volumes de contrôle, mais pas pour le calcul du champ de pression et donc pas pour le calcul du champ de vitesse de l'écoulement.

#### **3.4.2.4 Simulations 3D**

Pour la simulation 3D, nous allons prendre en compte l'orientation des plis à  $15^\circ$  par rapport à l'axe du tube, supposée constante dans l'épaisseur du tube. La fraction volumique de fibres est, elle aussi, constante dans l'épaisseur et vaut 40%. La procédure pour l'affectation des propriétés matériaux sur les éléments finis est décrite à la section 3.4.1.3.

#### **3.4.2.5 Comparaison des modèles 1D, 2D et 3D**

Les modélisations 1D, 2D et 3D sont comparées sur un cas à fraction volumique de fibres constante dans l'épaisseur du tube (=40%) et des plis parfaitement inclinés à  $15^\circ$  par rapport à l'axe du tube. La comparaison est effectuée sur une simulation

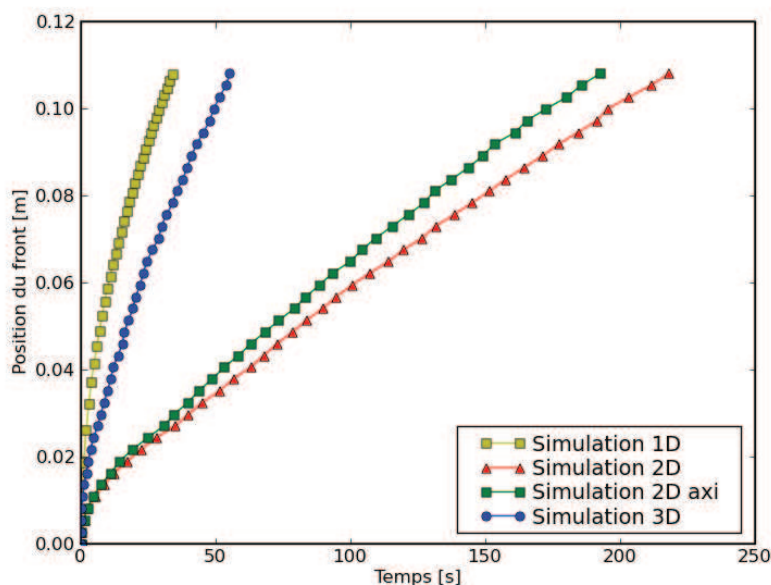


FIGURE 3.34: Comparaison des différents modèles 1D, 2D et 3D sur la position du front de résine sur l'extérieur du tube

d'injection de résine polyester (de viscosité 0,1 Pa.s) à pression imposée (1 bar). L'évent de sortie est à la pression atmosphérique. La géométrie est un tube de hauteur 140 mm, de rayon intérieur 18,5 mm et de rayon extérieur 27 mm. Pour les simulations 2D-plan et 2D-presque-axisymétrique, le maillage est constitué de 3900 nœuds et 7600 éléments. Pour la simulation 3D, le maillage est constitué de 10 700 nœuds et 53 000 éléments.

Les différents modèles sont comparés par rapport à deux critères : la position du front de résine sur l'extérieur du tube (Figure 3.34) et sur l'intérieur du tube (Figure 3.35). Les données expérimentales sur la position du front de résine sur l'extérieur du tube sont superposées aux résultats des simulations numériques.

Nous constatons un écart important entre les simulations 1D et 3D d'une part et les simulations 2D plan et 2D-(presque)-axisymétrique à l'intérieur et à l'extérieur.

Les résultats 2D et 2D-axisymétrique sont relativement éloignés du calcul 3D. Les résultats d'une simulation 2D-axisymétrique devraient être très proches des résultats de la simulation 3D. Il semble donc que la correction « presque axisymétrique » n'apporte pas une correction suffisante. Nous en déduisons que la prise en compte de l'axisymétrie dans le calcul du champ de vitesse est primordiale pour un calcul « juste » et que les simulations 2D et 2D-presque-axisymétrique sont à éviter.



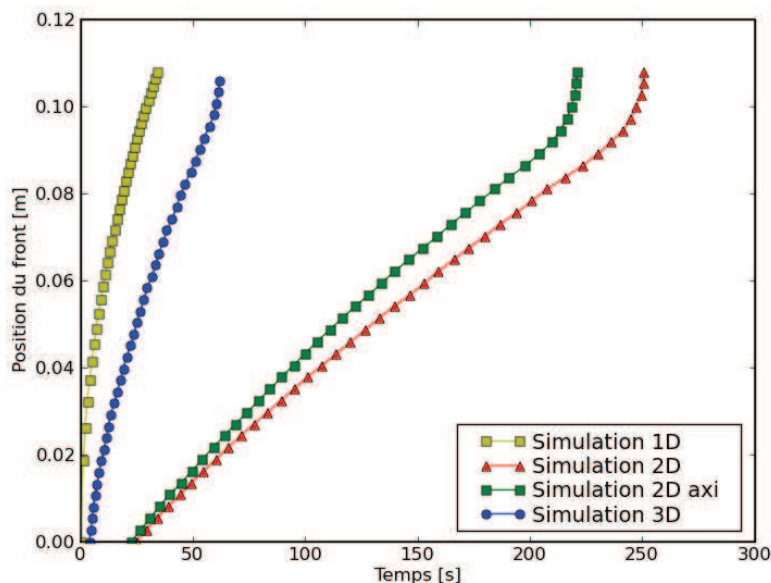


FIGURE 3.35: *Comparaison des différents modèles 1D, 2D et 3D sur la position du front de résine sur l'intérieur du tube*

Pour ces raisons, les modélisations 1D et 3D sont préférées aux modèles 2D et 2D-axisymétriques. Les simulations 3D ont aussi l'avantage de permettre d'appréhender d'autres phénomènes comme la variation de fraction volumique de fibres dans l'épaisseur du tube et l'orientation variable des plis, qui sont des paramètres issus de la phase de dépose.

### 3.4.2.6 Comparaison expérimental / simulation 3D

Les modèles que nous avons présentés à la section précédente ont une fraction volumique de fibres homogène dans l'épaisseur du tube et des plis parfaitement inclinés à  $15^\circ$ . Or, nous avons montré au cours du chapitre 2 que la phase de dépose provoquait une variation de fraction volumique de fibres et que les plis sont courbes.

Dans cette section, nous testons l'influence du gradient de propriétés dans l'épaisseur du tube et l'influence de la courbure des plis sur l'imprégnation de résine.

Dans un premier temps, nous présentons les différents modèles par raffinement successifs. C'est-à-dire, nous allons considérer une fraction volumique de fibres homogène, puis variable. Ensuite, nous présenterons un modèle où la fraction volumique de fibres est variable et où les plis sont courbes. Enfin, des réflexions seront menées sur la prise en compte de zones sans renfort dans les simulations.

Les résultats sur l'orientation du front dans l'épaisseur du tube et sur l'estimation de l'avancée du front de résine sur l'extérieur du tube sont ensuite présentés.

**Prise en compte de l'orientation des plis** Dans ce premier cas, nous prenons en compte l'orientation des plis à  $15^\circ$  par rapport à l'axe du tube, supposée constante dans l'épaisseur. Cette orientation est introduite à travers l'orientation du tenseur de perméabilité, dont les valeurs sont calculées à partir des mesures de perméabilité pour un taux de fibres de 40% (Équations 3.40 et 3.41).

**Prise en compte de la déformation en cisaillement des plis** Pour cette seconde étape, le modèle précédent est raffiné pour prendre en compte la déformation par cisaillement du renfort, qui introduit une variation de la fraction volumique de fibres dans l'épaisseur du tube (voir chapitre 2). Les plis sont parfaitement inclinés à  $15^\circ$ . Nous affectons un taux volumique de fibres variable dans l'épaisseur, calculé par *modele Vf*, présenté à la section 2.3. Pour comparer avec le cas précédent, cette variation de fraction volumique de fibres est égale en moyenne à 40%.

La démarche de mise en données de la variation locale de taux de fibres et des perméabilités est détaillée à la section 3.4.1.

**Prise en compte de la courbure du pli** Bien que la courbure des plis et la formation de boucles soient des problèmes très fortement liés, nous avons choisi de les séparer pour simplifier l'étude de l'influence du préformage sur l'injection. Au cours du chapitre 2, nous avons montré que les plis n'étaient pas parfaitement inclinés à  $15^\circ$ , mais qu'ils étaient courbes sur la partie intérieure du tube. Pour ce modèle, le taux de fibres est variable, défini par *modele Vf*.

Nous considérons que les plis sont inclinés suivant le modèle défini par l'équation 2.8. Les paramètres retenus sont  $r_c = 23$  mm et  $\alpha = 16^\circ$ , car ce sont les moyennes constatées sur plusieurs pièces, à partir de coupes destructives.

**Prise en compte des zones sans renfort** Au chapitre 2, nous avons montré qu'il existait une zone autour de la ligature où le renfort n'est pas présent (Figure 2.10). Ces zones sans renfort n'offrent pas de résistance à l'imprégnation et vont modifier l'écoulement global. Nous les modélisons par un milieu poreux très perméable.

La difficulté rencontrée à la modélisation, est que les boucles ont une taille de l'ordre du millimètre et que la pièce a une longueur caractéristique de l'ordre de 100 mm. L'exemple de la figure 3.36 montre un maillage de 41 000 nœuds et 223 000 éléments. On voit que les boucles ne sont pas modélisées très finement et pourtant, le temps de calcul est conséquent pour un tel maillage.

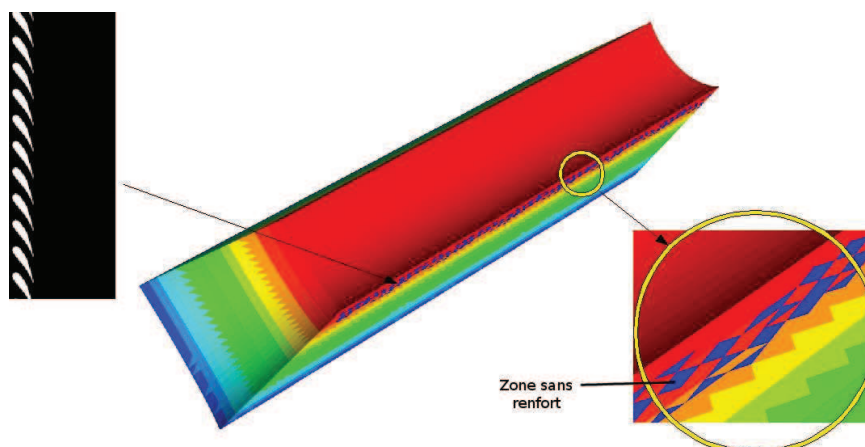


FIGURE 3.36: *Modélisation des zones sans renfort par une approche directe pour un maillage de 41 000 nœuds et 223 000 éléments*

Comme nous ne pouvons pas modéliser les boucles sur la pièce complète, nous allons réaliser des simulations sur des échantillons plus petits et nos conclusions seront extrapolées sur la pièce. Le volume que nous avons choisi est un quartier de tube d'angle  $10^\circ$  et de hauteur 10 mm et dont les conditions aux limites sont représentées sur la figure 3.37. Pour cette modélisation, le cisaillement a été pris en compte ainsi que l'orientation réelle des plis.

Les boucles sont modélisées par un milieu très perméable ( $k=1.10^{-7} \text{ m}^2$ ) et de très faible fraction volumique de fibres ( $V_f = 0,01$ ). Les boucles modèles sont dessinées à partir de relevés de la position du pli sur des coupes destructives. Ce relevé, qui constitue le squelette de notre pli, est épaissi jusqu'à obtenir l'épaisseur mesurée du pli. La procédure est schématisée sur la figure 3.38.

Le maillage est constitué de 15 000 nœuds et 82 000 éléments (Figure 3.37). Le temps de calcul de cette simulation est assez long (8 jours) car la différence de perméabilité entre les zones sans renfort et avec renfort conduit à un système linéaire mal conditionné pour le calcul du champ de pression. Ceci implique un temps de calcul beaucoup plus long à chaque itération.

**Comparaison / discussion** La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est effectuée sur une simulation d'injection de résine polyester (de viscosité 0,1 Pa.s) à pression imposée (1 bar). L'évent de sortie est à la pression atmosphérique. La géométrie est un tube de hauteur 140 mm, de rayon intérieur 18,5 mm et de rayon extérieur 27 mm. Le maillage est constitué de 10 700 nœuds et 53 000 éléments.

De même, les données expérimentales, ramenées à une position de front équivalente à pression imposée sont présentées sous la forme d'un faisceau de courbes pour une pression d'injection de 1 bar, correspondant au cas simulé. Nous présentons les résultats

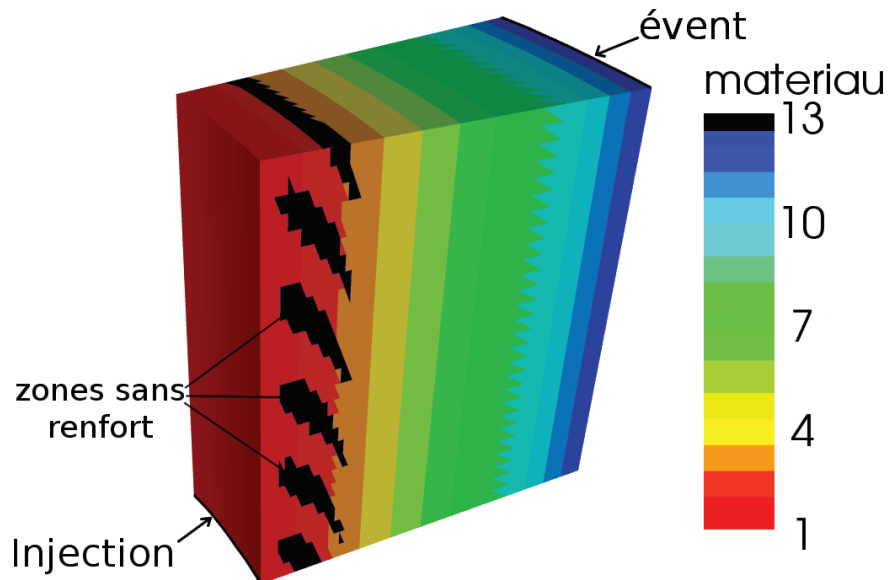


FIGURE 3.37: Modélisation des zones sans renfort sur un quartier de tube d'angle  $10^\circ$  et de hauteur 10 mm. Le matériau 13 est très perméable, pour modéliser une zone sans renfort

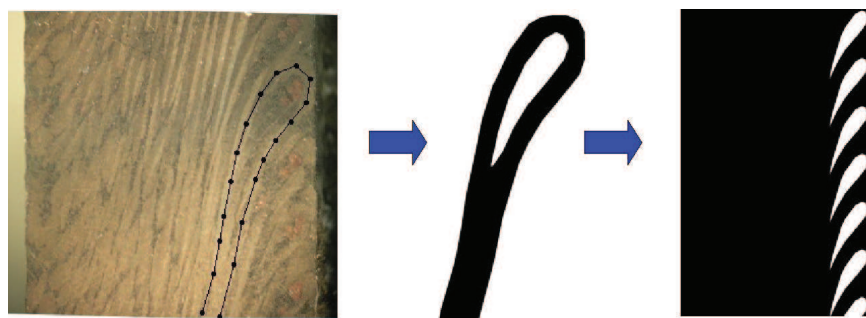


FIGURE 3.38: Chaîne de simulation utilisée pour modéliser l'absence de renfort dans certaines zones de la préforme

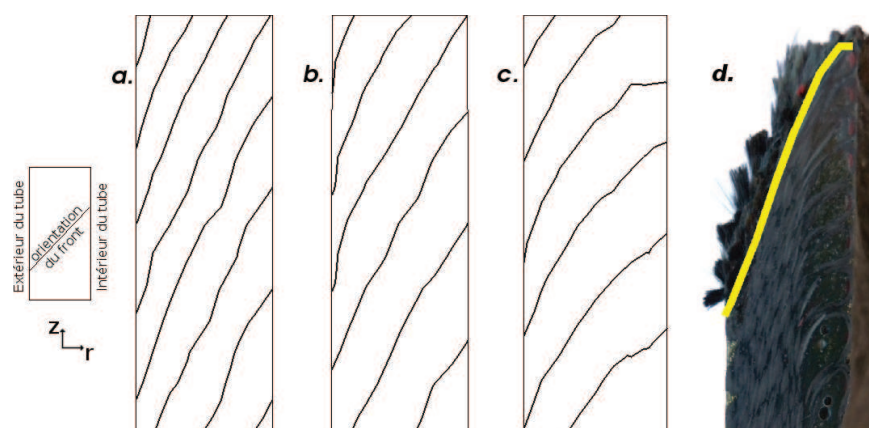


FIGURE 3.39: Position du front dans l'épaisseur du tube. **a.** à taux de fibres constant ; **b.** avec un taux de fibres calculé par modèle Vf ; **c.** avec modèle Vf et les plis courbes ; **d.** expérimental

expérimentaux sous la forme d'un faisceau de courbes, traduisant les disparités entre les différents essais.

La figure 3.39 montre un comparatif entre les résultats expérimentaux et les résultats des simulations sur l'orientation du front dans l'épaisseur du tube. Expérimentalement, l'angle formé par le front de résine est de  $20^\circ$  environ (Figure 3.39d.), ce qui correspond approximativement à l'orientation du pli. Qualitativement, les deux premières simulations, relatives au cas avec et sans prise en compte de la variation de fraction volumique de fibres dans l'épaisseur du tube, donnent une orientation du front assez satisfaisante.

En revanche, lorsque nous introduisons la courbure des plis (sans la prise en compte des zones sans renfort), l'allure du front de résine dans l'épaisseur du tube n'est pas bien simulée. La figure 3.39 montre que le front de résine est trop incliné par rapport à l'axe du tube sur la région interne du tube. Ce problème est dû au fait que les boucles ne sont pas modélisées.

Les résultats de la prise en compte des boucles et de la courbure des plis est visible sur la figure 3.40 sur un quart de tube. Notons que l'orientation du front de résine est assez satisfaisante lorsque les boucles et l'orientation des plis sont pris en compte dans la modélisation, comme le montre le résultat de la simulation sur le quart de tube (Figure 3.40). Le front de résine simulé a une pente de  $22^\circ$  environ (à comparer aux  $20^\circ$  obtenus expérimentalement).

La figure 3.41 montre les résultats sur la position du front de résine sur l'extérieur du tube expérimentalement et en simulation. À partir de ces résultats, nous pouvons dresser deux constats :

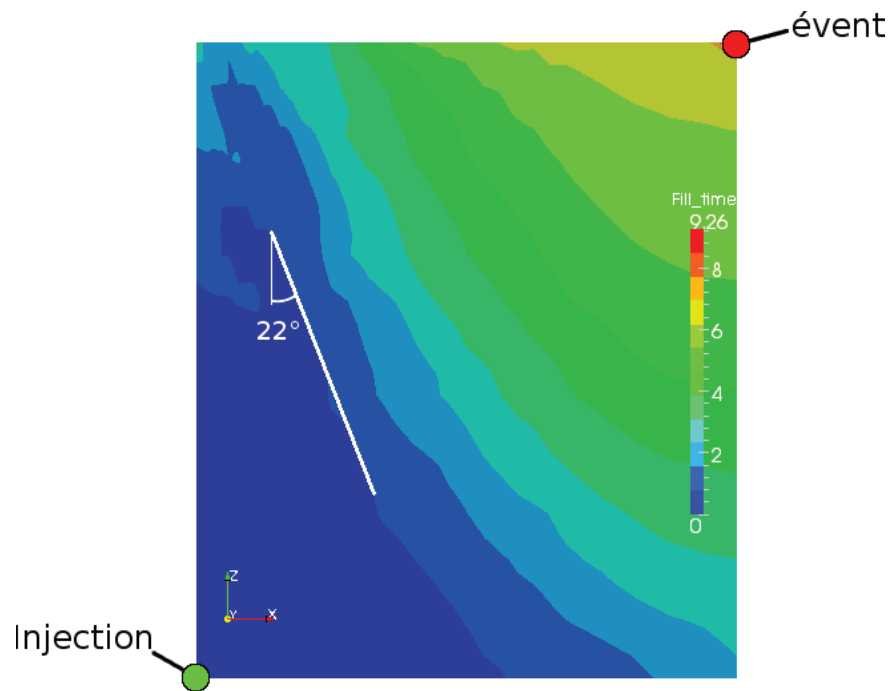


FIGURE 3.40: Position du front de résine sur un quartier de tube de 10 mm de haut lorsque les boucles et la courbure des plis sont modélisées

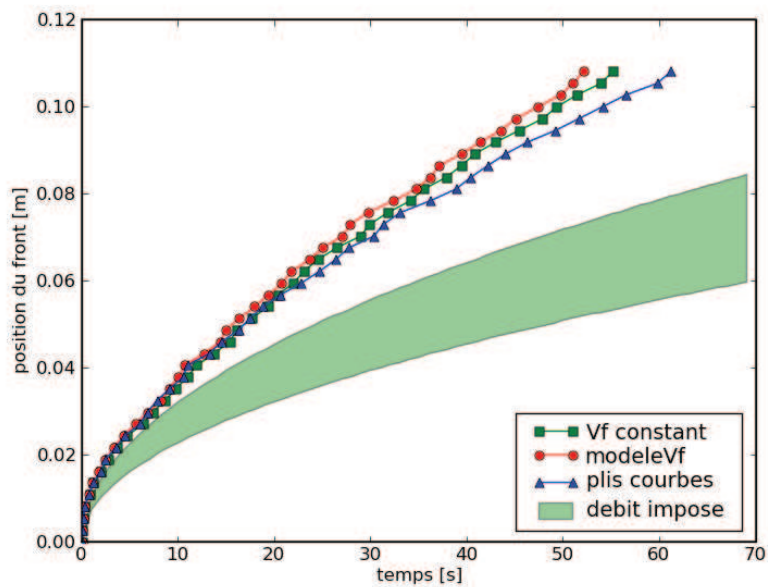


FIGURE 3.41: Comparaison expérimental / simulation sur la position du front de résine sur l'extérieur du tube

Premièrement, nous observons peu d'effet de la prise en compte de la variation de taux de fibres dans l'épaisseur du tube, pour cette géométrie. Il est possible que la variation de fraction volumique de fibres ne soit pas suffisamment importante pour avoir un impact significatif sur l'écoulement. De même, la prise en compte de la courbure du pli n'a pas introduit de changement significatif sur la position du front sur l'extérieur du tube. Néanmoins, la figure 3.39 montre que la position du front de résine sur l'intérieur du tube est largement influencée par la courbure du pli. En fait, ce résultat montre que l'orientation du front est seulement affectée par la zone où le pli est courbe.

De plus, les différents modèles que nous avons présentés surestiment la vitesse d'avancée du front de résine. L'avancée du front de résine est deux fois trop rapide en simulation par rapport aux données expérimentales.

Pour cette raison, nous préconisons d'utiliser les résultats temporels sous une forme adimensionnée par le temps total ce qui permet de s'affranchir de la vitesse de l'écoulement. Pour les simulations adimensionnées, le temps d'injection vaut 0 en début d'injection et 1 en fin d'injection. Les résultats des simulations sous formes adimensionnées sont comparés aux résultats expérimentaux sous formes adimensionnés (Figure 3.42). Ce résultat montre que la position du front de résine est assez bien décrite lorsque nous faisons abstraction de la vitesse de l'écoulement.

Nous avons donc montré que l'écoulement de résine est bien décrit par la simulation, à la fois sur la position du front sur l'extérieur et dans l'épaisseur du tube. Seule la vitesse de l'écoulement est mal estimée.

Nous venons de présenter la chaîne que nous avons développée au cours de cette thèse pour prendre en compte tous les phénomènes que nous avons observés au chapitre 2, comme la variation de densité le long des plis, la variation de courbure des plis et les zones sans renfort. Cette chaîne de modélisation nous a permis d'étudier l'influence de chacun de ces paramètres sur l'écoulement de résine.

Nous avons aussi montré que notre outil est validé sur les résultats relatifs à la position du front de résine (remplissage du moule par exemple). Nous avons aussi montré que les différents raffinements n'apportaient pas une amélioration significative sur la prédiction du front de résine et nous suggérons d'utiliser le modèle le plus simple avec un taux de fibres constant dans l'épaisseur et avec des plis parfaitement coniques. Des éléments de réponse sont apportés dans la suite de ce chapitre.

En revanche, les résultats relatifs au temps (comme vitesse d'écoulement ou temps de remplissage de moule) seront à prendre avec précaution. Nous nous interrogeons sur l'origine de ces écarts. Il semble que la prise en compte de la géométrie réelle du pli ne change pas la vitesse d'avancée du front de résine de manière significative. La première hypothèse est relative aux erreurs expérimentales, soit lors de la caractérisation de la

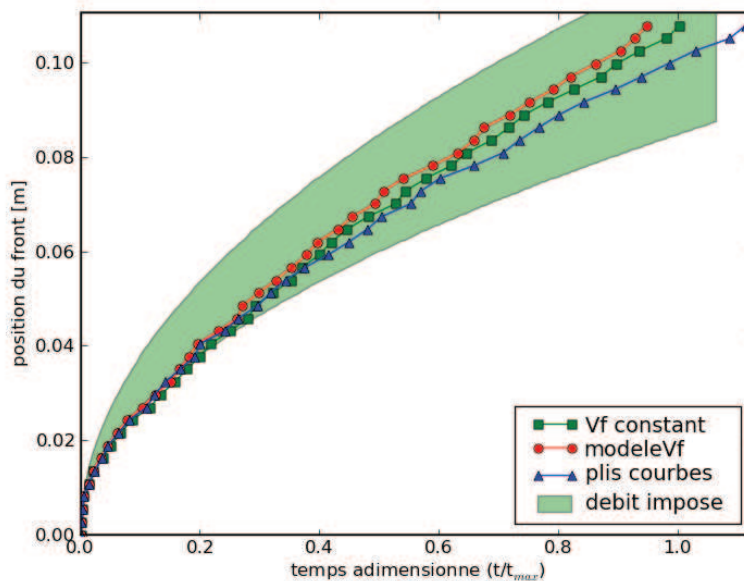


FIGURE 3.42: Résultats de simulations et résultats expérimentaux sous forme adimensionnées

perméabilité, soit dans la réalisation de la préforme. Nous rappelons que le préformage est manuel pour le moment et que des dispersions sont à envisager. L'influence des défauts de préformage et la sensibilité des erreurs de mesures sur la perméabilité vont être investiguées par les études paramétriques présentées à la section 3.4.3.

Une autre hypothèse résiderait dans la prise en compte de la géométrie de notre renfort à l'échelle mésoscopique. En effet, nous avons montré au chapitre 2 que la préforme présentait des zones sans renfort. Les mesures de perméabilité ont été obtenues sur un empilement de plis (cas idéal) au travers duquel un écoulement est généré. Ces mesures ne prennent pas en compte la présence des zones sans renfort. La seule technique permettant d'obtenir une perméabilité prenant en compte les spécificités de cette préforme serait de la mesurer sur un échantillon réellement représentatif, c'est-à-dire présentant des boucles, ce que nous ne pouvons pas faire expérimentalement. En revanche, l'estimation de ce type de perméabilité est possible grâce aux simulations. Nous présentons nos résultats préliminaires à la section 3.5.

Pour notre modélisation, les effets capillaires et la double échelle de perméabilité ont été négligés. Or, nous savons que ces phénomènes ont une influence sur l'écoulement macroscopique. La prise en compte des effets microscopiques pourrait être une raison des écarts entre résultats expérimentaux et résultats de simulations. Deux éléments nous portent à croire que les écoulements partiellement saturés ne sont pas responsables de ces écarts. Tout d'abord, les mesures planaires ont montré que la perméabilité



saturée et insaturée étaient quasiment équivalente. La perméabilité transverse insaturée n'étant pas disponible, nous ne pouvons pas mener le même type de raisonnement pour celle-ci. De plus, des mesures de perméabilité saturée et insaturée « pièce » ont été réalisées sur des tubes injectés à pression imposée et les écarts trouvés n'excèdent pas 30%. Il paraît donc improbable que les effets capillaires soient responsables du doublement de la vitesse d'écoulement de la résine.

Dans cette section, nous avons présenté la démarche de modélisation que nous avons mis en œuvre durant cette thèse, pour modéliser l'écoulement de résine autour d'une préforme avec les plis coniques. Nous avons montré que nous sommes capables de prendre en compte la position et l'état de cisaillement des plis constituant la préforme. Nous avons aussi observé que la vitesse de l'écoulement est surestimée par rapport à l'expérimental et nous apporterons quelques éléments de réponse dans la suite de ce chapitre.

### 3.4.3 Études paramétriques

Nous avons observé un écart entre les résultats des simulations numériques et les données expérimentales. Au cours de la section précédente, nous avons formulé des hypothèses concernant la source de tels écarts. Certaines de ces hypothèses vont être testées par le biais d'études paramétriques. En particulier, nous allons tester l'influence des erreurs sur l'identification de la perméabilité et sur les défauts de préformage. Nous rappelons que le préformage s'effectue actuellement manuellement (pour cette phase de développement) et que des variations sont inévitables. Nous étudions :

- La sensibilité des coefficients des modèles de perméabilité
- La variation de fraction volumique de fibres moyenne
- La variation de la fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur du tube
- La variation de l'orientation des plis.

Pour ces études paramétriques, nous comparons l'avancée du front de résine sur l'intérieur du tube et sur l'extérieur du tube. L'intérêt de considérer l'intérieur et l'extérieur du tube est que nous disposons d'un encadrement du front de résine dans l'épaisseur du tube. Les résultats sur la position du front de résine sur l'extérieur du tube sont superposés aux résultats expérimentaux qui nous servent de référentiel.

**Sensibilité des coefficients des modèles de perméabilité** Cette première étude paramétrique analyse l'influence des erreurs de mesures de perméabilité sur les résultats des simulations numériques. Pour cela, nous faisons une étude de sensibilité sur les coefficients des mesures de perméabilité.

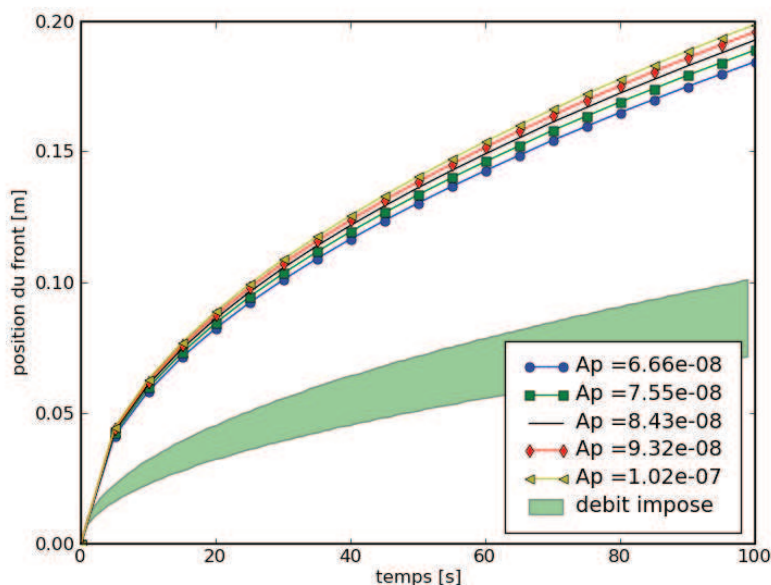


FIGURE 3.43: Sensibilité du paramètre  $a_p$  ( $\pm 25\%$ ) de la perméabilité planaire sur l'avancée du front de résine

Nous avons introduit deux modèles exponentiels à deux paramètres pour les perméabilités planaires et transverses (Équations 3.40 et 3.41) dont les coefficients ont été estimés par la méthode des moindres-carrés (Section 3.3.3.4). Cette étude de sensibilité concerne les quatre coefficients  $a_p$ ,  $b_p$ ,  $a_t$  et  $b_t$  des équations 3.40 et 3.41, que nous faisons varier dans une gamme de  $\pm 25\%$ , pouvant correspondre approximativement aux erreurs de mesures constatées.

Ces mesures sont injectées dans un modèle de perméabilité équivalente, décrit par l'équation 3.30. Nous avons choisi de faire cette étude de sensibilité par rapport à un modèle analytique, pour limiter le temps de calcul. Cette perméabilité équivalente est ensuite post-traitée sous la forme d'une avancée de front de résine au cours du temps, pour un écoulement unidirectionnel. Les paramètres de l'écoulement sont une pression d'injection de 1 bar, un taux volumique de fibres de 40% et une viscosité de résine de 0,1 Pa.s.

Une variation de 25% sur les coefficients  $a_p$  et  $a_t$  conduit à accélérer ou ralentir de 10% la vitesse de propagation de la résine (Figures 3.43 et 3.45 respectivement). En revanche, une erreur sur les coefficients  $b_p$  et  $b_t$  (les coefficients de l'exponentielle) conduit à une accélération du front de résine beaucoup plus importante, en particulier pour la perméabilité transverse (Figure 3.46).

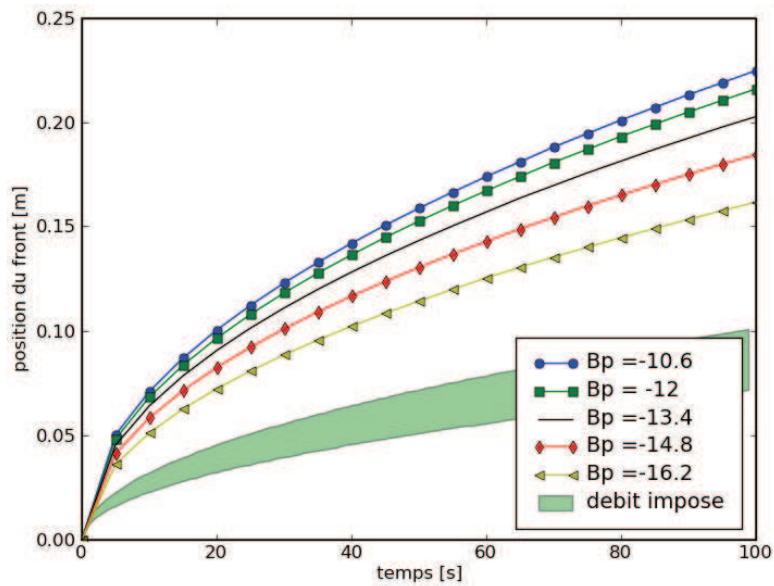


FIGURE 3.44: Sensibilité du paramètre  $b_p$  ( $\pm 25\%$ ) de la perméabilité planaire sur l'avancée du front de résine

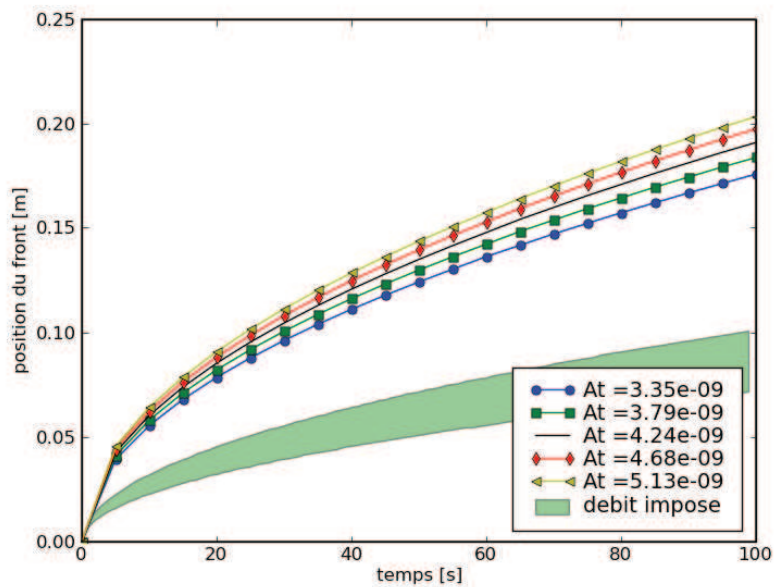


FIGURE 3.45: Sensibilité du paramètre  $a_t$  ( $\pm 25\%$ ) de la perméabilité transverse sur l'avancée du front de résine

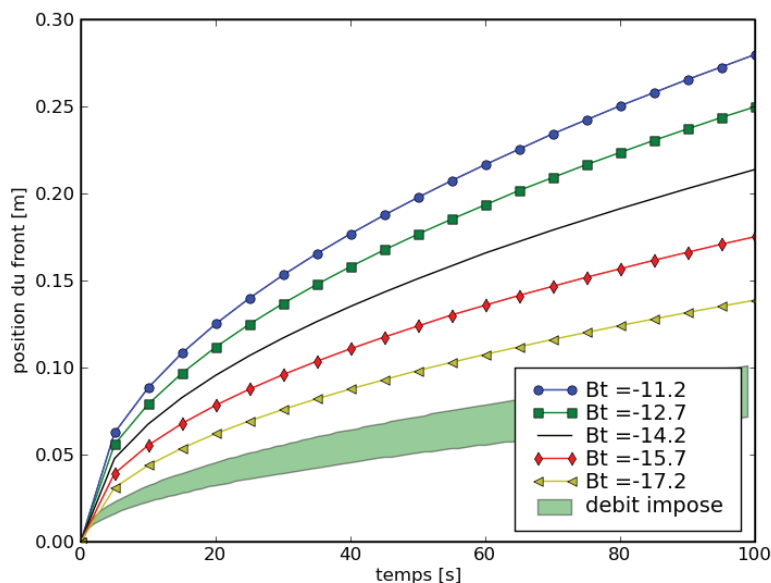


FIGURE 3.46: Sensibilité du paramètre  $b_t$  ( $\pm 25\%$ ) de la perméabilité transverse sur l'avancée du front de résine

Les incertitudes de mesure pourraient être en partie responsables des écarts entre résultats de simulation et essais. Ces sensibilités de mesures pourraient conduire à une surestimation de la perméabilité et donc à une vitesse d'écoulement de la résine bien trop rapide.

Par cette étude de sensibilité, nous constatons que la perméabilité a une influence importante sur l'écoulement de la résine et que la vitesse d'avancée du front de résine est très sensible aux mesures de perméabilité transverse.

**Influence d'une variation de fraction volumique de fibres, supposée homogène** Une dispersion de la fraction volumique de fibres moyenne a été observée entre les différentes préformes réalisées. Dans ce paragraphe, nous nous intéressons à l'influence du taux de fibres moyen de la préforme sur l'avancée du front de résine.

Pour cette étude paramétrique, la fraction volumique de fibres a la même valeur en tous points de la préforme. De plus, les plis sont parfaitement coniques. Nous utilisons les valeurs de perméabilités planaires et transverses mesurées au LOMC - université du Havre. Pour les différentes simulations de cette étude, nous allons faire varier la fraction volumique de fibres (homogène) entre 30% et 50%. Les résultats sont présentés sur les figures 3.47 et 3.48 sur la position du front sur l'extérieur et sur l'intérieur du tube.

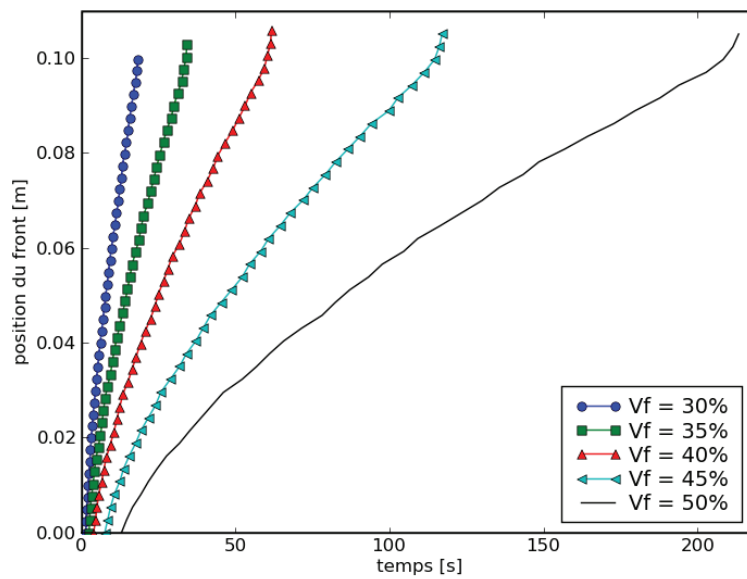


FIGURE 3.47: Position du front sur l'intérieur du tube pour différents taux de fibres homogènes sur la préforme

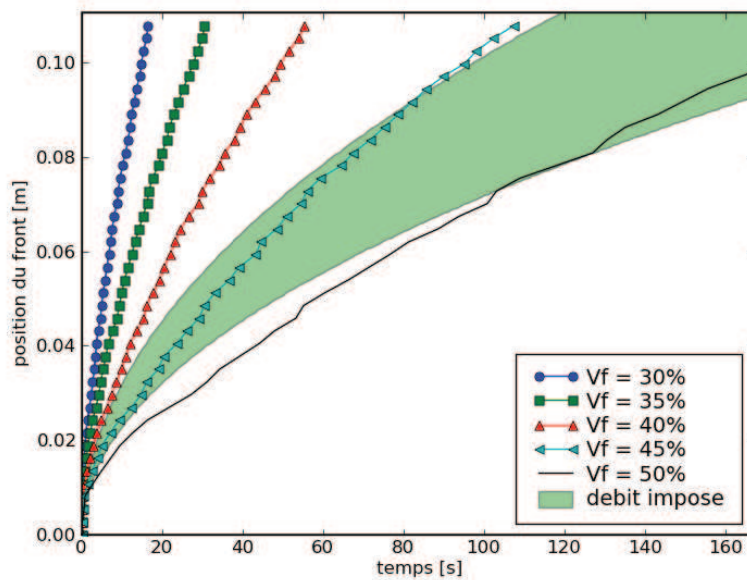
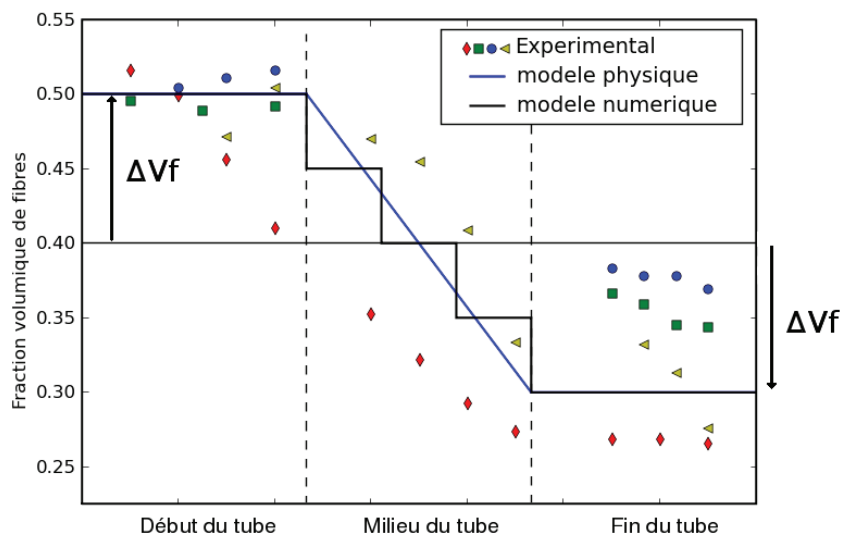


FIGURE 3.48: Position du front sur l'extérieur du tube pour différents taux de fibres homogènes sur la préforme


 FIGURE 3.49: *Modèle de variation de la fraction volumique de fibres sur la hauteur*

La vitesse de l'écoulement ralentit considérablement lorsque la fraction volumique de fibres augmente. Par exemple, nous remarquons que le temps d'injection est multiplié par 3 à 4 lorsque le taux de fibres augmente de 40% à 50%, pour une répartition homogène de la fraction volumique de fibres. Ce résultat n'est pas surprenant puisque les mesures de perméabilité montrent une décroissance exponentielle avec la fraction volumique de fibres.

**Variation de la fraction volumique de fibres sur la hauteur** Le cas précédent étudiait l'influence de la fraction volumique de fibres moyenne sur l'écoulement, de manière homogène. Cette étude s'intéresse à l'influence de la répartition des fibres dans le moule. En particulier, nous allons étudier la variation de fraction volumique de fibres sur la hauteur. Pour cela, nous introduisons les résultats de mesures de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube, pour certaines pièces. Les procédures pour obtenir ce résultat et l'origine de cette variation de fraction volumique de fibres sont détaillées au chapitre 4.

Ces mesures montrent que les plis sont très compactés en bas du tube, proche du seuil d'injection, que la fraction volumique de fibres décroît sur le second tiers et que la fraction volumique de fibres est faible sur le dernier tiers, proche de l'évent de sortie. Les résultats expérimentaux sont présentés sur la figure 3.49.

Ce défaut nous sert de support pour l'étude de la répartition du taux de fibres dans le moule.

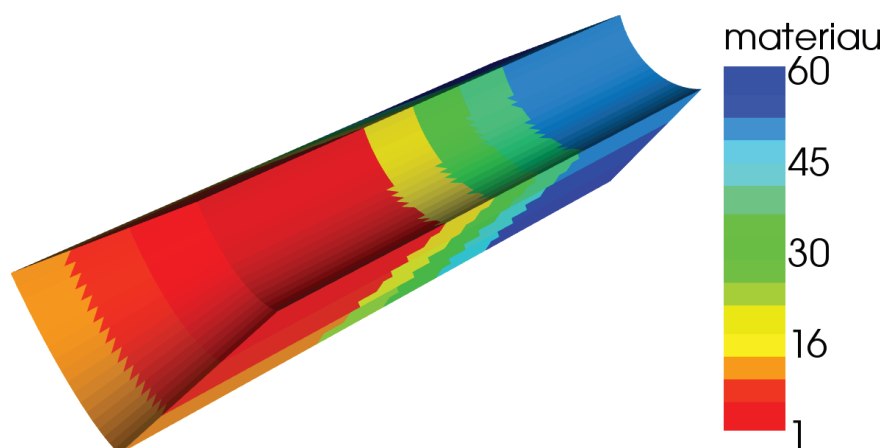


FIGURE 3.50: Modélisation de la variation de fraction volumique de fibres suivant le rayon et suivant la hauteur

Nous avons établi la fonction suivante pour modéliser la variation de fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube (Figure 3.49) :

$$V_f(z) = \begin{cases} v_{f\text{process}} + \Delta v_f & \text{si } z \in [0, L/3] \\ \frac{-6z}{L} \Delta v_f + v_{f\text{process}} + 3\Delta v_f & \text{si } z \in [L/3, 2L/3] \\ v_{f\text{process}} - \Delta v_f & \text{si } z \in [2L/3, L] \end{cases} \quad (3.45)$$

avec  $\Delta v_f$  la variation de la fraction volumique de fibres et  $z$  l'altitude. Notons que le modèle que nous avons introduit a été construit pour que la fraction volumique de fibres moyenne soit toujours égale à  $V_{f\text{process}}$ . La fraction volumique de fibre moyenne imposée par le procédé de dépose est supposée constante dans cette étude. Ce modèle nous permet de faire varier la répartition de la fraction volumique de fibres sur la hauteur, via le paramètre  $\Delta v_f$ .

Pour cette étude paramétrique, la variation linéaire sur le second tiers du tube est modélisée par une fonction en escalier, avec trois paliers (Figure 3.49). De plus, nous ajoutons la variation de fraction volumique de fibres variable dans l'épaisseur du tube. Nous avons donc une variation de fraction volumique de fibres suivant le rayon, définie par  $\text{modele}V_f$  et suivant la hauteur du tube, définie par l'équation 3.45, comme nous pouvons le voir sur la figure 3.50 où chaque matériau de la figure représente un taux de fibres différent.

Pour cette étude paramétrique, nous faisons varier le paramètre  $\Delta v_f$  entre 0 et 0,1, pour observer l'influence d'une fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur. Les résultats sont comparés sur deux critères : la position du front de résine sur l'intérieur du tube (Figure 3.51) et sur l'extérieur du tube (Figure 3.52).

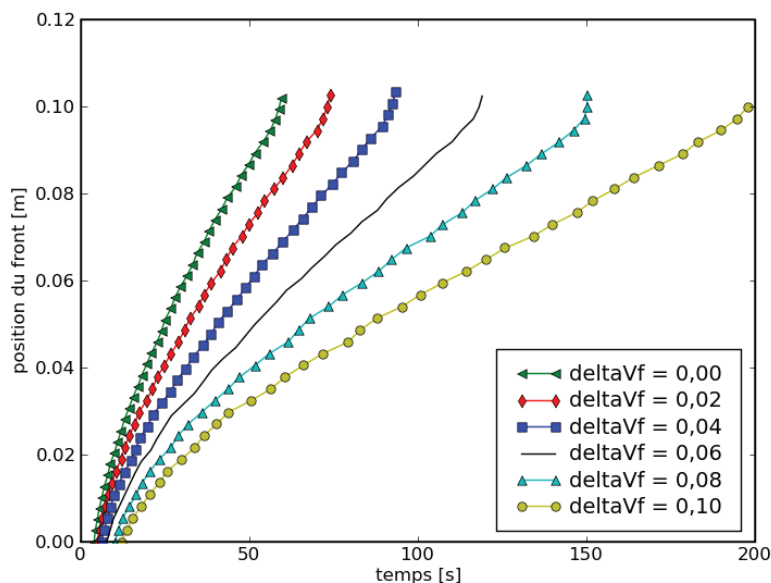


FIGURE 3.51: Position du front sur l'intérieur du tube pour différentes valeurs de  $\Delta v_f$

Pour une variation du paramètre  $\Delta v_f$  entre 0 (taux de fibre homogène sur la hauteur) et 0,1, nous observons le temps d'injection est multiplié par quatre tant sur l'intérieur du tube que sur l'extérieur bien que la fraction volumique de fibres moyenne sur la préforme soit toujours la même pour l'ensemble des simulations.

Ce résultat montre que l'écoulement de résine est très sensible à la répartition de la matière dans le moule puisque toutes les simulations que nous avons présentées ont une fraction volumique de fibres moyenne sur la préforme identique. En modifiant la répartition du taux de fibres sur la hauteur, nous montrons que le temps d'injection augmente considérablement. Nous en concluons que la phase d'injection est sensible à l'état de préformage du renfort.

**Variation de l'orientation des plis** Dans ce paragraphe, nous faisons évoluer l'orientation des plis pour estimer l'influence d'un défaut d'orientation des plis sur l'avancée du front de résine.

Une étude paramétrique est conduite où seule l'orientation des plis varie (entre  $10^\circ$  et  $25^\circ$ ). Les plis sont toujours supposés être parfaitement coniques et la fraction volumique de fibres homogène dans l'épaisseur et sur la hauteur. Les résultats de l'avancée du front de résine sur l'intérieur du tube et sur l'extérieur sont présentés sur les figures 3.53 et 3.54. Sur ces figures, nous constatons que les temps d'injection sont multipliés par deux à trois. En particulier, lorsque l'angle d'inclinaison des plis



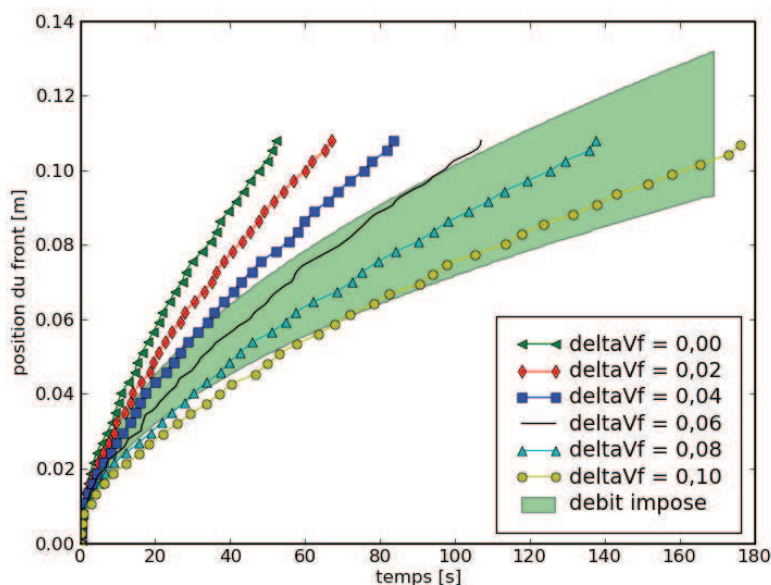


FIGURE 3.52: Position du front sur l'extérieur du tube pour différentes valeurs de  $\Delta v_f$

est plus élevé que  $15^\circ$ , le temps d'injection augmente car nous introduisons d'avantage de composante transverse du tenseur de perméabilité, la composante transverse étant beaucoup plus faible que la composante planaire.

**Synthèse des études paramétriques** Nous pouvons tirer deux conclusions de ces études paramétriques. Les simulations de la phase d'injection sont assez sensibles aux variations de mesures de la perméabilité, en particulier celles relatives aux mesures de perméabilité transverse. De plus, les défauts de préformage ont une grosse influence sur l'avancée du front de résine.

Néanmoins, nous nous sommes servis des résultats à débit imposé pour comparer résultats expérimentaux et simulations. Les mesures de densité sur ces tubes montrent que la fraction volumique de fibres est peu dispersée entre les différents essais réalisés et la fraction volumique de fibres est assez homogène sur la hauteur du tube. Nous pouvons raisonnablement en conclure que les variations de préformage ne sont pas la cause des écarts entre la simulation et les essais expérimentaux, constatés à la section 3.4.2.6.

Nous avons émis trois hypothèses pouvant expliquer les écarts entre expérimental et simulation. L'effet de la capillarité avait été jugé improbable. Nous venons de voir que les variations de préformage ne sont probablement pas la cause de ces écarts. En

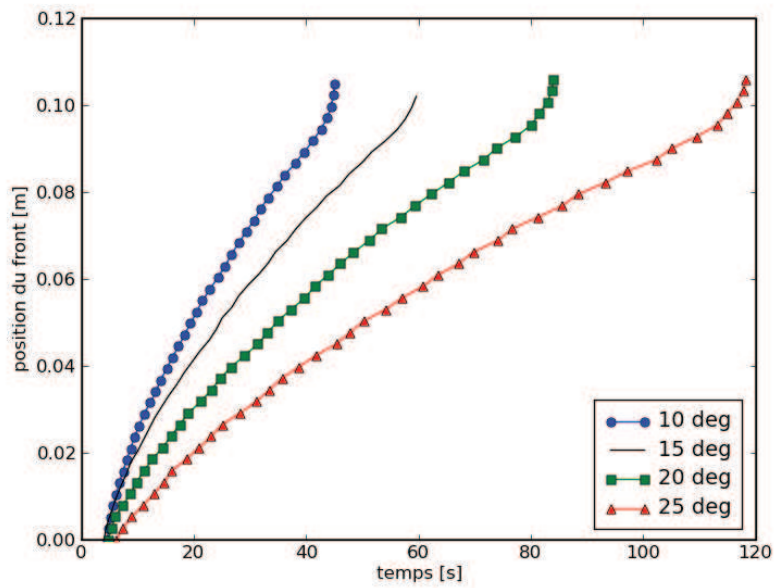


FIGURE 3.53: Position du front sur l'intérieur du tube pour différentes orientations des plis

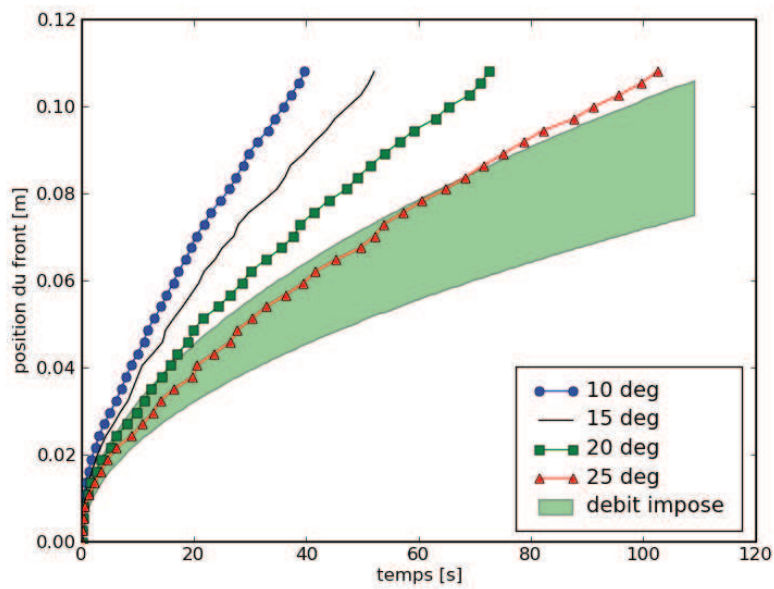


FIGURE 3.54: Position du front sur l'extérieur du tube pour différentes orientations des plis

revanche, nous avons montré que l'avancée du front de résine était très sensible aux mesures de perméabilité.

La section suivante montre nos résultats préliminaires sur l'estimation de la perméabilité à partir de la géométrie réelle du renfort, c'est-à-dire avec les boucles.

### **3.5 Identification de la perméabilité par un calcul Stokes-Brinkman sur des images de tomographie à rayons X**

La chaîne de modélisation à l'échelle macroscopique que nous avons présentée a montré les limites dans l'estimation de la perméabilité de la pièce. En effet, nous avons montré que l'architecture du renfort, avec ses boucles et ses replis, avait une influence significative sur la perméabilité de la pièce. Nous avons montré que cette difficulté permettait de prédire de manière précise la position du front de résine. En revanche, la vitesse de l'écoulement est surestimée par la chaîne que nous avons présentée. Dans cette section, nous présentons une méthode alternative pour estimer la perméabilité de nos préformes par un calcul Stokes-Brinkman (Figure 3.55) à l'échelle mésoscopique pour en déduire un tenseur de perméabilité à l'échelle macroscopique. L'objectif est ensuite d'utiliser ces mesures de perméabilité « virtuelle » pour des simulations 3D de la phase d'injection.

L'intérêt de cet outil est que cette démarche est complètement multi-échelle. En effet, le calcul est assuré à l'échelle mésoscopique avec une perméabilité de mèches issue de la microstructure des mèches (échelle microscopique). Le résultat du code est un tenseur de perméabilité homogénéisé, à introduire à l'échelle macroscopique.

Dans cette section, nous présentons les travaux préliminaires pour la détermination du tenseur de perméabilité par calcul Stokes-Brinkman. Ces travaux préliminaires sont réalisés sur des géométries 2D afin de montrer la faisabilité de la démarche et des outils disponibles.

#### **3.5.1 Présentation de la chaîne envisagée**

L'estimation de la perméabilité de la préforme se déroule en trois temps. Tout d'abord, la géométrie réelle de l'espace porale est récupérée à partir d'images 3D de tomographie par rayons X. L'écoulement de la résine est ensuite simulé au travers de ce milieu fibreux à l'échelle mésoscopique. Enfin, le tenseur de perméabilité est calculé

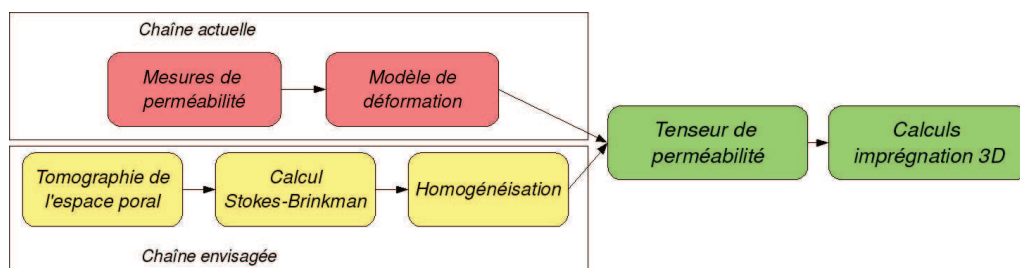


FIGURE 3.55: Chaîne actuelle et chaîne envisagée pour la détermination de la simulation de la phase d'imprégnation

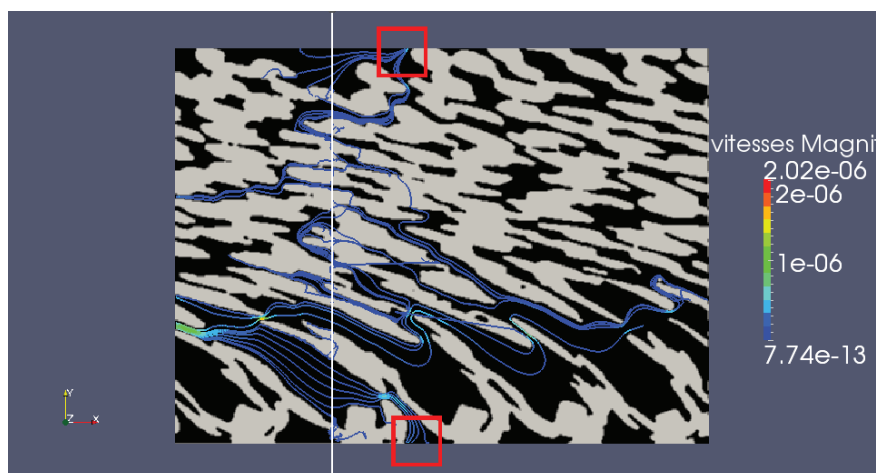


FIGURE 3.56: Espace poral et lignes de courant

à partir des champs de vitesse et de pression, par une technique d'homogénéisation.

Les calculs d'écoulement et l'homogénéisation sont réalisés grâce au code *ParaDF*, développé à l'ONERA [12], utilisé dans le cadre du projet LCM3M (ANR). Ce code résout l'équation de Stokes-Brinkman (Équation 3.11) par différences finies sur un volume équivalent représentatif. À chaque voxel de l'image de tomographie, nous pouvons associer un comportement, Stokes ou Brinkman, en fonction de la présence (ou l'absence) de mèche dans le voxel.

Le calcul Stokes-Brinkman nécessite de connaître la perméabilité des mèches, que nous pouvons calculer par les modèles présentés à la section 3.2.3.

### 3.5.2 Influence de la fraction volumique de mèches sur le tenseur de perméabilité

L'équation de Stokes-Brinkman nécessite de connaître la perméabilité des mèches. La perméabilité des mèches est fortement dépendante de la fraction volumique de fibres des mèches, que nous devons estimer.

À plusieurs reprises nous avons supposé que la fraction volumique de fibres des mèches était de l'ordre de 50% à 60%, confirmé ici sur nos observations sur des coupes 2D, à l'échelle mésoscopique. En effet le taux de mèches de la figure 3.56 est de l'ordre de 70%. Ce taux de mèches se calcule en faisant le rapport entre le nombre de pixels blancs sur le nombre total de pixels. Si le taux de fibres dans les mèches est de l'ordre de 50% à 60%, nous retrouvons un taux de fibres de 40%, correspondant à la fraction volumique de fibres imposée par le procédé, à l'échelle macroscopique.

Nous menons une étude paramétrique pour voir l'influence de la fraction volumique des mèches sur le tenseur de perméabilité homogénéisée, calculée par *ParaDF*. La perméabilité des mèches est calculée sur une image 2D de tomographie par rayons X (Figure 3.56). Pour cette étude, nous utilisons la fraction volumique de fibres des mèches et les valeurs de perméabilité de mèches obtenues au cours de l'étude paramétrique présentée sur la figure 3.7, issue du modèle de Berdichevsky et Cai. Dans un premier temps, la perméabilité des mèches est supposée isotrope et nous avons pris la composante transverse du tenseur de perméabilité calculée par le modèle de Berdichevsky.

Le résultat de cette étude paramétrique est présenté sur la figure 3.57. La perméabilité planaire est seulement deux fois plus élevée que la perméabilité transverse, d'après les calculs Stokes-Brinkman, quelque soit la fraction volumique de fibres des mèches. Ce constat n'est pas en accord avec les mesures de perméabilités expérimentales où le rapport entre perméabilité planaire et perméabilité transverse est de l'ordre de 25 à 30 (Figure 3.25). Nous pouvons formuler deux hypothèses pour expliquer ce problème. D'une part, nous devrions introduire un tenseur de perméabilité orthotrope dans les mèches, avec une composante planaire alignée dans le sens de fibres et une composante transverse, lors du calcul Stokes-Brinkman. Malheureusement, en introduisant un tenseur de perméabilité incliné à  $15^\circ$ , nous avons eu des problèmes de stabilité numérique et les calculs ont divergé. Néanmoins, il est peu probable que l'anisotropie de la perméabilité des mèches soit la seule responsable de ce problème. En effet, le ratio entre la perméabilité planaire et transverse pour les mèches n'est que de 2 à 3. Ce rapport des perméabilités des mèches est trop faible pour expliquer à lui seul que le rapport des perméabilités du renfort soit de 25 à 30 à l'échelle macroscopique.

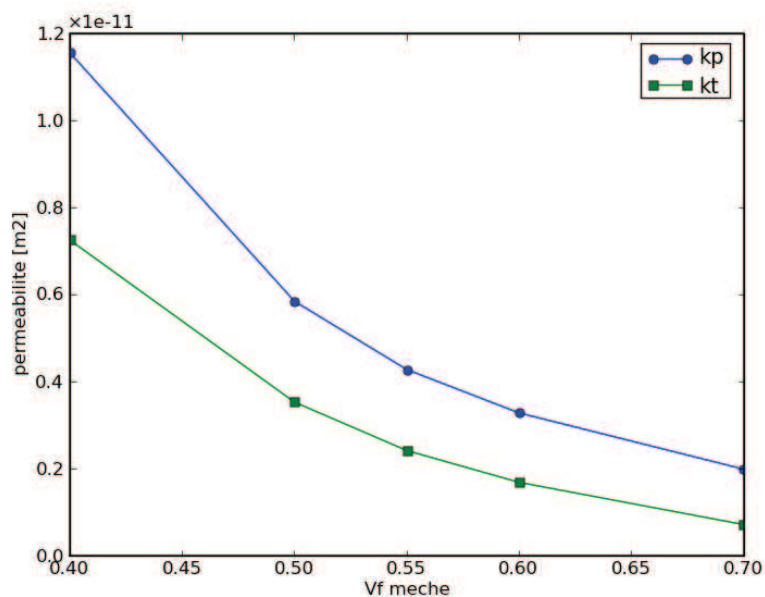


FIGURE 3.57: Perméabilités planaires et transversales homogénéisées obtenues pour différentes fractions volumiques de fibres des mèches

La seconde hypothèse est que le volume sur lequel nous devons faire les calculs doit être 3D. La figure 3.56 montre les lignes de courant de l'écoulement. Ces lignes de courant caractérisent la trajectoire de la résine pendant la simulation de l'injection. Sur cette figure, nous constatons que la résine « zigzague » entre les mèches et que, par endroit, la résine s'écoule à travers les mèches. Ce résultat n'est pas physique car la résine devrait s'écouler préférentiellement dans les macro-pores dans la troisième direction de l'espace, non prise en compte dans les simulations 2D. Il est très probable que cette seconde hypothèse soit responsable de l'écart entre perméabilité planaire et transversale et il faudrait passer à des calculs 3D pour réaliser une estimation plus réaliste du tenseur de perméabilité. Ce travail n'a pas été réalisé à cause du coût du traitement des images 3D.

Le tenseur de perméabilité homogénéisé obtenu a été introduit dans les simulations 3D, pour un taux de fibres dans les mèches de 50%. Nous constatons deux problèmes (Figure 3.58). Le temps d'injection est encore trop long par rapport aux observations expérimentales et l'orientation du front de résine n'est pas bien simulée. Ce problème est probablement dû à la mauvaise définition du volume équivalent représentatif que nous avons choisi bidimensionnel alors qu'il aurait dû être 3D.

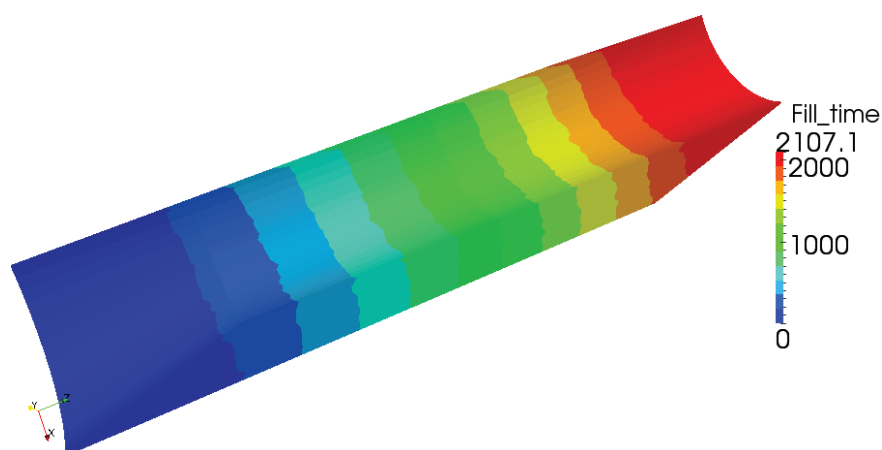


FIGURE 3.58: *Position du front au cours du temps pour un tenseur de perméabilité homogénéisé et pour une fraction volumique de mèche de 50%*

### 3.5.3 Synthèse de cette approche

Tout d'abord, nous avons montré qu'il était possible de calculer un tenseur de perméabilité de la préforme à partir d'images de tomographie par rayons X, donnant la géométrie réelle de l'espace poral, et d'injecter ce tenseur dans des simulations macroscopique de la phase d'injection.

L'estimation de la perméabilité par calcul Stokes-Brinkman puis homogénéisation est une technique très intéressante et très prometteuse car elle permet de prendre en compte la géométrie réelle du milieu fibreux grâce à l'utilisation de la tomographie par rayons X. Ce point est un gros avantage par rapport aux méthodes « *classiques* », basées sur des mesures de perméabilité sur banc de mesures à l'échelle macroscopique.

Il reste néanmoins quelques améliorations à apporter comme l'identification du volume équivalent représentatif. Ce volume est nécessairement 3D, contrairement aux travaux 2D que nous avons présentés. Nous avons observé que les écoulements de résine sur géométrie 2D sont trop approchés. De plus, il faudrait introduire une perméabilité de mèches orthotrope, alignée avec l'orientation des mèches.

## 3.6 Conclusion

Au cours de ce chapitre, nous avons présenté un état de l'art sur les phénomènes physiques ayant lieu pendant la phase d'injection du procédé RTM ainsi que les méthodes numériques utilisées couramment.

Nous avons décrit notre chaîne de modélisation à l'échelle macroscopique et les simulations ont été comparées aux résultats expérimentaux. La démarche que nous avons présentée permet de prendre en compte toutes les caractéristiques de la pré-

forme comme l'orientation des plis (éventuellement variable), la présence de zones sans renfort, une variation locale de fraction volumique de fibres, suivant le rayon du tube et suivant la hauteur. L'influence de tous ces paramètres de préformage sur l'injection a été étudiée grâce à notre chaîne de modélisation. Ce modèle macroscopique, permet nous a permis de montrer l'importance de la perméabilité transverse lors de l'inclinaison des plis pour l'écoulement. Cet aspect est difficile à appréhender expérimentalement.

Les simulations numériques reposent sur les mesures de perméabilité que nous avons menées au LOMC - université du Havre. En particulier, nous avons identifié la perméabilité transverse des gaines, ce qui n'est pas présent dans la littérature. Nous avons montré qu'il était difficile d'estimer la perméabilité réelle de la préforme, à partir des mesures de perméabilité et d'un modèle de déformation du renfort. Nous avons montré que ces difficultés provoquent des erreurs sur l'estimation du temps d'injection de la résine. Pour cette raison, nous avons proposé de présenter les résultats dépendant du temps sous une forme adimensionnée.

En revanche, nous avons aussi montré que la simulation permettait de prédire l'orientation du front de résine. L'obtention de ce résultat n'était pas évident au début de cette étude, compte tenu de la spécificité de nos préformes (plis inclinés, présence de ligatures, zones sans renfort). L'outil de simulation est intéressant sur ce point, car il permet de prédire l'orientation du front de résine, notamment à l'intérieur du tube, endroit où les mesures ne sont pas accessibles.

Nous avons aussi présenté une technique multi-échelle intéressante pour prédire la perméabilité de la préforme. Cette technique est basée sur un calcul Stokes-Brinkman à l'échelle mésoscopique, basée sur la microstructure des mèches et dont le résultat du calcul est un tenseur de perméabilité homogénéisé, valable à l'échelle macroscopique. Ces travaux sont prometteurs et méritent d'être développés sur des géométries 3D.

Les simulations que nous venons de décrire ne permettent qu'une estimation de l'imprégnation de la préforme. Cet outil est a priori insuffisant pour traiter des problèmes de déplacement des plis et de génération de la porosité. Pourtant, l'origine de ces défauts est l'écoulement de la résine que nous simulons. Certes, nous ne sommes pas capables de modéliser la survenue des défauts mais nous pouvons simuler l'écoulement qui leur donne naissance. En ce sens, la simulation de l'écoulement macroscopique est un outil utile à la compréhension de l'écoulement et donc à l'analyse des défauts, comme nous allons le voir dans le chapitre suivant.



# Chapitre 4

## Analyse des défauts

L'objectif de ce chapitre est de comprendre et d'apporter des réponses concrètes quant à l'apparition de défauts que nous avons cités dans le chapitre introductif (Chapitre 1). Nous les rappelons ici :

- Des porosités
- Le déplacement des premiers plis au cours de l'injection
- La variation de fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube

Pour comprendre et maîtriser l'apparition des défauts que nous venons de citer, nous allons utiliser les moyens à notre disposition que ce soit les résultats issus de la littérature, les essais sur banc ou les simulations que nous avons mis en œuvre au chapitre précédent. Nous espérons que, de ces confrontations, émerge des solutions concrètes pour l'amélioration de la qualité de la pièce.

Dans un premier temps, nous allons présenter une étude bibliographique sur les mécanismes d'apparition des porosités, sur le déplacement des plis et sur les paramètres ayant une influence sur leur apparition. Ensuite, nous présenterons les travaux menés dans le but de maîtriser le procédé et les paramètres le contrôlant. Dans ce cadre, un banc d'injection a été développé et mis au point afin de pouvoir injecter des préformes selon différents paramètres. Une analyse de la qualité des pièces a également été menée afin de corrélérer la qualité des défauts avec certains paramètres procédés.

### 4.1 Bibliographie sur les défauts et les moyens disponibles pour les contrôler

Un état de l'art sur l'origine des porosités et sur le déplacement des plis est présenté. À l'issue de cet état de l'art sur la génération des porosités et sur le déplacement des plis

pendant la phase d'injection, nous présentons les moyens existants pour caractériser la porosité.

Dans cette étude bibliographique, la variation de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube et les moyens de contrôle associés ne sont pas présentés car ils sont très spécifiques à notre application.

### 4.1.1 La porosité

Les porosités dans les pièces composites réalisées par RTM est un problème très classique, qui a fait l'objet de nombreux travaux. C'est aussi un problème important car la performance des pièces composites chute considérablement avec une hausse du taux de porosités [112, 113].

L'origine des porosités résiduelles est multiple et nous avons choisi de la classer de la façon suivante :

- taux de porosité initial dans la résine
- génération de bulles lors de l'écoulement
- transport de bulles par l'écoulement
- compressibilité des bulles

Ces phénomènes ont été observés et ont inspiré les auteurs à trouver des solutions pour réduire le taux de porosité. Nous allons présenter certains de ces travaux et les solutions techniques qui en découlent.

#### 4.1.1.1 Taux de porosité initial

Il est possible que la résine contienne des bulles d'air avant même d'atteindre la préforme. Ces bulles sont générées au moment de l'écoulement dans les tuyaux et dans les raccords entre le pot à pression et le moule.

Par ailleurs, de l'air est présent sous forme dissolue dans la résine et certains auteurs préconisent un dégazage avant injection [114]. Cette solution est à éviter si la résine contient trop de solvants légers, comme par exemple pour la résine polyester.

#### 4.1.1.2 Formation des bulles lors de l'écoulement

La résine ne se propage pas à la même vitesse dans la mèche et autour de la mèche [115]. L'écoulement dans la mèche est piloté par les effets capillaires alors que l'écoulement autour de la mèche est piloté par les paramètres procédés. Ces écoulements sont largement décrits à l'échelle mésoscopique (Section 3.2.3). Le fait que l'écoulement macroscopique et microscopique ne soit pas piloté par les mêmes phénomènes

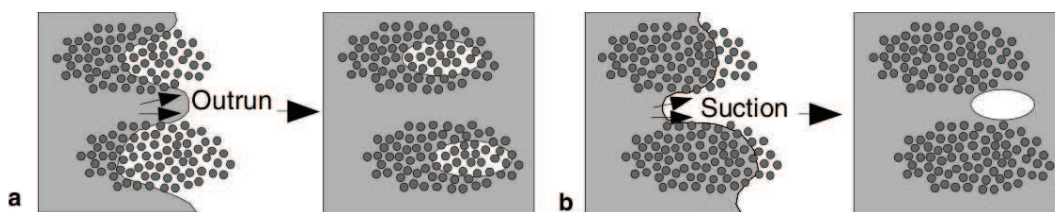


FIGURE 4.1: Schéma de la génération des défauts liés à la double échelle de perméabilité (extrait de [115])

provoque une différence de vitesse entre l'écoulement microscopique et l'écoulement macroscopique. Cette différence de vitesse explique la génération des défauts comme nous pouvons le voir sur la figure 4.1, extraite de [115].

Si l'écoulement est rapide, l'écoulement macroscopique autour de la mèche est plus rapide que l'écoulement dans la mèche. Une bulle d'air peut être emprisonnée dans la mèche. Cette bulle formera une micro-porosité si elle n'est pas évacuée.

Inversement, lorsque l'écoulement macroscopique est très lent, l'imprégnation dans la mèche, pilotée par la capillarité, peut être plus rapide que l'écoulement autour de la mèche. Les bulles d'air se forment alors autour des mèches. Ces bulles formeront des macro-porosités si elles ne sont pas évacuées. Ainsi, suivant la vitesse de l'écoulement macroscopique les défauts ne seront pas localisés au même lieu.

La nature de l'écoulement et la position des défauts est renseignée par le nombre capillaire modifié  $Ca^*$ , qui s'exprime de la façon suivante :

$$Ca^* = \frac{\mu v}{\gamma \cos(\theta)} \quad (4.1)$$

- Avec  $\mu$  la viscosité de la résine [Pa.s]  
 $v$  la vitesse caractéristique de l'écoulement [m/s]  
 $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]  
 $\theta$  l'angle de mouillabilité entre la résine, l'air et le renfort  
 $\gamma$  la tension superficielle entre la résine et l'air [N.m<sup>-1</sup>]

Suivant la valeur de ce nombre capillaire modifié, les défauts ne se positionneront pas aux mêmes endroits [116, 117]. Une fenêtre de processabilité est parfois définie (Figure 4.2).

Hamidi *et al.* [117] ont comparé le taux de porosités en fonction du nombre capillaire avec les résultats de ceux de Rohatgi et Patel [116]. Ils ont observé un excellent accord entre les deux études malgré le fait que les fluides, les renforts et les fractions volumiques de fibres utilisés soient complètement différents. Des résultats tout à fait similaires ont été observés par Chen *et al.* [119, 120] et présentés par Kang *et al.* [118].

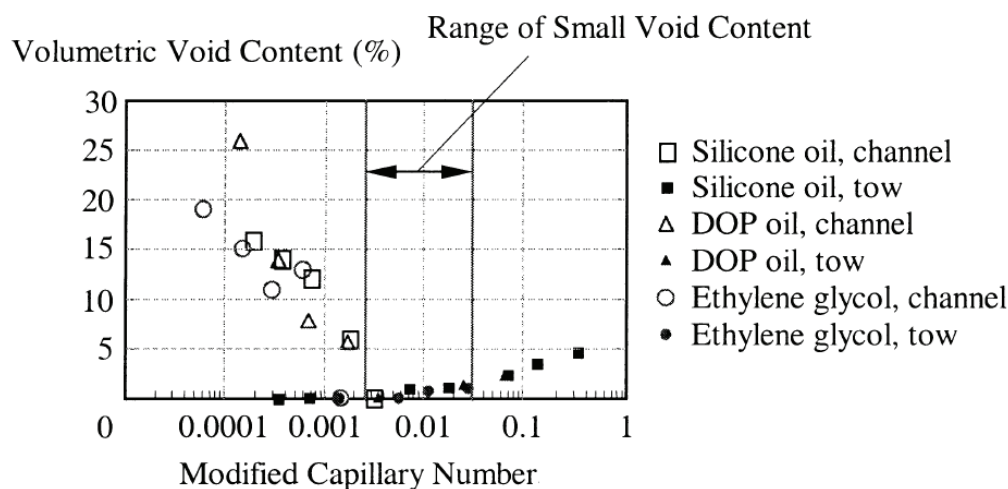


FIGURE 4.2: Évolution du taux de vide avec le nombre capillaire (extrait de [118])

Ils observent, qu'en dessous d'un nombre capillaire modifié de 0,0035, l'écoulement macroscopique est très lent, le taux de macro-porosités augmente exponentiellement lorsque le nombre capillaire diminue. Au dessus d'un nombre capillaire modifié de 0,035, l'écoulement macroscopique est très rapide, le taux de micro-porosité augmente aussi.

L'analyse de l'écoulement basée sur le nombre capillaire modifié a été confirmée par plusieurs études sur des résines et des renforts différents. Nous pouvons donc considérer que cette approche est validée expérimentalement.

Le tableau 4.1 présente quelques valeurs, issues de la bibliographie, pour la tension de surface et de l'angle de mouillabilité. Les valeurs présentées pour l'angle de mouillabilité sont à utiliser avec précaution car l'angle de mouillabilité dépend de la résine, mais aussi du renfort utilisé (Section 3.2.1).

Notons aussi qu'il existe des bases de données très complètes sur les mesures de tension superficielle pour différents fluides [121, 122].

#### 4.1.1.3 Transport de bulles

Au paragraphe précédent, nous avons vu que les porosités sont générées pendant l'écoulement de la résine. Dès que les bulles peuvent être générées, elles peuvent être transportées par l'écoulement de résine [115, 118, 126]. Ce constat bibliographique est confirmé par nos observations sur nos gaines, lors des mesures de la perméabilité plane réalisées au LOMC et pendant l'injection de protections thermiques où des bulles en mouvement ont été observées. Ce transport peut expliquer que le taux de pro-

Fluide	viscosité [Pa.s]	tension de surface [mN/m]	angle de mouillabilité	source bibliographique
eau	0,001	30,0	–	Lundström [123]
	0,001	70,0	$\approx 61^\circ$	Patel [124]
huile silicone	0,19	21,0	$\approx 0^\circ$	Patel [124]
huile végétale	0,063	32,3	–	Lundström [123]
Résine polyester	0,95	34,5	$\approx 39^\circ$	Patel [124]
Résine époxy	0,96	32-36	$34^\circ$	[117, 125]

TABLEAU 4.1: *Valeurs de la tension superficielle et de l'angle de mouillabilité pour différents fluides*

sité proche de l'évent de sortie soit plus élevé que la zone proche du seuil d'injection, comme Lundström et Gebart l'observent [114] pour leurs essais.

Ce constat peut inspirer une stratégie pour limiter le taux de porosités. Comme les bulles sont entraînées par le fluide jusqu'à l'évent de sortie, certains auteurs ont étudié la possibilité de laisser couler la résine après que la pièce soit totalement injectée et ainsi diminuer le taux de porosité dans le composite final.

Les bulles sont transportées par l'écoulement, mais elles peuvent aussi être emprisonnées dans la préforme. En effet, Patel *et al.* [124] observent que les obstacles (coutures de NCF dans leur exemple) obstruent le passage pour les bulles et les empêchent d'être emmenées par l'écoulement. En augmentant le débit, ils ont réussi à limiter les porosités emprisonnées. Des problèmes similaires pourraient être observés pour nos préformes au niveau des ligatures.

#### 4.1.1.4 Compression de bulles

Les gaz constituant les porosités étant compressibles, leur volume va réduire si nous appliquons une contre-pression pendant la phase de polymérisation (Figure 4.3).

Lundström *et al.* [114] montrent que la contre-pression pendant la cuisson réduit le taux de porosité dans le composite final. Hamidi *et al.* [127] ont observé aussi une très forte décroissance (90%) de la porosité résiduelle en appliquant une contre-pression de 5,7 bars sur un mat de verre injecté avec une résine époxy. De même, ils ont observé que la taille des porosités est considérablement réduite (le diamètre équivalent est divisé par 2). Ils ont réussi à réduire la porosité jusqu'à un taux de 0,2 % en volume. En revanche, ils observent que les porosités irrégulières sont moins bien réduites que les porosités circulaires ou elliptiques.

Une autre stratégie visant à limiter la porosité résiduelle consiste à faire le vide pendant l'injection (procédé VARTM). L'influence du vide réduit la quantité de matière

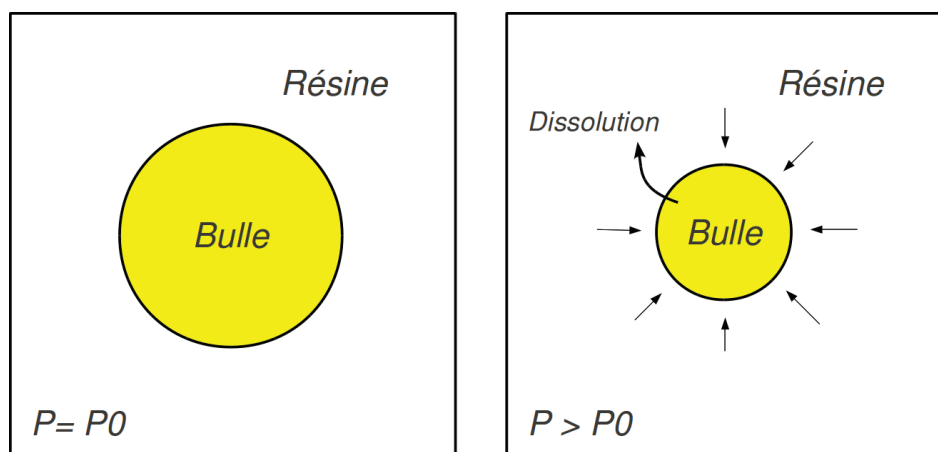


FIGURE 4.3: Réduction de la taille d'une bulle lorsque la contre pression est appliquée et diffusion de gaz dans la résine

emprisonnée dans la porosité et donc sa taille finale. Des résultats probants ont été obtenus par Lundström et Gebart [114] et par Hayward et Harris [128]. Les bulles d'air ainsi formées se résorbent plus facilement.

De plus, les bulles peuvent se dissoudre dans la résine au cours de l'écoulement. Cette dissolution est plus importante lorsque la pression est plus forte [129]. Une faible concentration initiale en gaz dans la résine augmente aussi la dissolution.

De même que pour la phase d'injection, les gaz contenus dans les porosités peuvent diffuser dans la résine, d'autant mieux que la contre-pression est forte et que la résine a été préalablement dégazée [114, 129].

#### 4.1.2 Déplacement des plis

Le problème de l'écoulement en milieu déformable a été initialement introduit en mécanique des sols [52]. L'utilisation de ces approches pour la simulation de procédé de fabrication de pièces composites est beaucoup plus récente. On note plusieurs études concernant la fabrication de composites à matrice métallique [130, 131] car les pressions peuvent atteindre 100 MPa pour ce type de procédés [130].

Plus récemment, différents auteurs se sont intéressés aux couplages hydro-mécaniques contrôlant l'écoulement d'une matrice organique pour les procédés d'infusion [110, 106, 132].

Historiquement, différents auteurs se sont intéressés à la déformation de la préforme lors de mesures de perméabilité radiale. Les déformations de la préforme survenant au niveau du seuil d'injection, perturbent les mesures de la perméabilité et les différents auteurs ont cherché des solutions pour annuler ce déplacement. Par exemple, Han *et al.* [133] ont observé que les caractéristiques de la préforme (renfort, séquence

d'empilement), la viscosité et le débit ont une influence sur la déformation. Ils ont réduit la déformation de la préforme en modifiant la forme du seuil d'injection. Pour le même cas de référence, un trou au milieu de la préforme au niveau du seuil d'injection modifie l'écoulement et ainsi limite la déformation des renforts pendant l'injection [96, 134, 135].

Farina et Preziosi [136] ont montré que le taux de compression de la préforme est le paramètre le plus important contrôlant le déplacement des plis, grâce à des simulations. Ils préconisent d'appliquer une contrainte de compaction au moins égale à la pression d'injection.

Tous les travaux de simulation reposent sur la mécanique des milieux continus et sur la loi de Terzaghi :

$$\sigma_{ij}' = \sigma_{ij} + p\delta_{ij} \quad (4.2)$$

Avec  $\sigma_{ij}'$  la contrainte totale [Pa]  
 $\sigma_{ij}$  la contrainte sur la préforme [Pa]  
 $p$  la pression du fluide [Pa]  
 $\delta_{ij}$  le symbole de Kronecker

Nous venons de dresser une étude bibliographique sur l'origine des défauts rencontrés généralement pour les procédés RTM. La section suivante est consacrée aux moyens existants dans la littérature pour mesurer les défauts que nous avons présentés.

### 4.1.3 Bibliographie sur la caractérisation des porosités

Pour l'étude du déplacement des plis et de la variation de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube, nous proposerons des méthodes originales et adaptées à notre étude. Par conséquent, l'étude bibliographique sur l'observation des défauts n'aborde pas ces aspects.

Parmi les solutions technologiques existantes pour l'observation des porosités, nous allons choisir celles qui répondent le mieux à notre besoin. Les technologies qui ont retenu notre attention sont :

- La coupe destructive, associée à un examen optique
- Le contrôle par ultrason
- La tomographie par rayons X

La coupe destructive est choisie pour sa simplicité. En revanche il s'agit d'un contrôle destructif. Notre choix s'est aussi porté sur les ultrasons et la tomographie par rayons X car ce sont des technologies de contrôle non destructif, a priori adaptées à l'observation des porosités.

#### 4.1.3.1 Contrôle par coupes destructives

Cette solution est simple à mettre en œuvre et ne nécessite pas beaucoup de moyens techniques et humains. De plus, elle donne des résultats quantitatifs lorsque ces observations sont associées à une analyse d'images [117, 127]. Elle peut être associée à une observation au microscope, ce qui permet d'avoir une observation fine. En revanche, cette observation est limitée au plan de coupe et nous devons faire l'hypothèse que ce plan de coupe, parfois choisi arbitrairement, est caractéristique de la pièce.

#### 4.1.3.2 Contrôle par ultrasons

Le principe des ultrasons est d'émettre une onde ultra-sonore dans la pièce à contrôler dont la propagation va être influencée par la présence d'éventuels défauts. La mesure de cette onde va nous informer de la présence d'un défaut [137].

Dans le cas des mesures par réflexion, l'écho généré par la présence d'un défaut (délaminage ou porosité) est mesuré. En mesurant le temps de vol de l'onde, nous pouvons en déduire la position du défaut dans l'épaisseur de la pièce.

Les ultrasons présentent l'avantage de pouvoir être appliqués à une pièce entière pour laquelle une cartographie complète de la distribution des défauts est ainsi déterminée.

#### 4.1.3.3 Contrôle par tomographie à rayons X

La tomographie par absorption de rayons X est une technique non destructive qui permet la reconstruction d'un objet à trois dimensions [138]. Elle comporte deux étapes (Figure 4.4) :

- l'acquisition de plusieurs radiographies suivant des orientations multiples (entre 200 et 2000 radios)
- l'utilisation d'un algorithme de reconstruction pour obtenir l'image en 3 dimensions de l'échantillon

À l'aide de ces données, une image numérique 3D est reconstruite en niveaux de gris (Figure 4.4). Le niveau de gris obtenu sur les images de tomographie par rayons X est théoriquement le coefficient d'atténuation de la matière, que nous pouvons relier à la densité du matériau.

Aujourd'hui, la tomographie par rayons X prend une place grandissante et on note que de nombreuses études utilisent la tomographie à rayons X pour observer les renforts de matériaux composites ou des porosités à l'échelle mésoscopique [139, 140, 141, 142, 143].

Différents types de tomographes existent, et ceux-ci peuvent être classés suivant le type de source qu'ils exploitent.



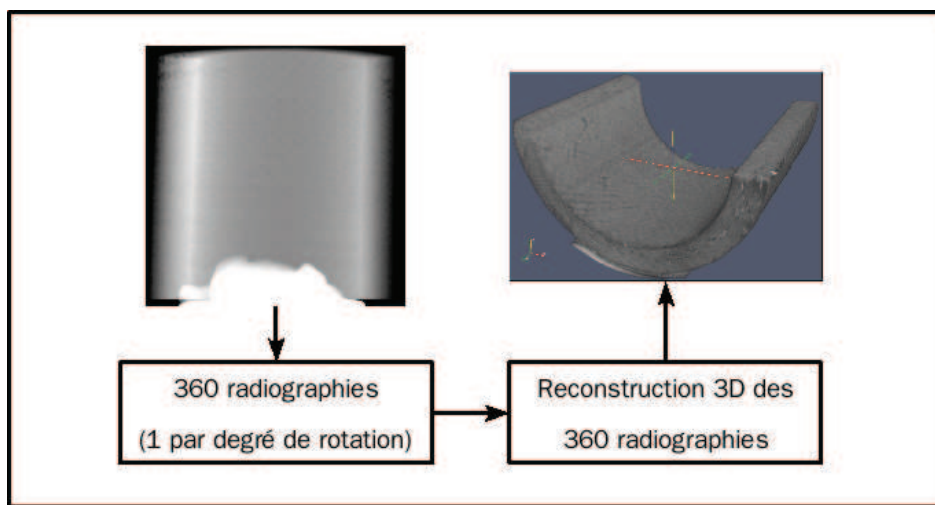


FIGURE 4.4: Schéma de principe de la tomographie par rayons X

**Générateurs de rayons X** De nombreux micro-tomographes de laboratoire utilisent des générateurs de rayons X comme source.

Les générateurs de rayons X ont généralement l'inconvénient de générer un faisceau dont les rayons X n'ont pas tous la même longueur d'onde. Or, l'atténuation par la matière dépend de la densité du matériau mais aussi de la longueur d'onde du faisceau incident. Le niveau de gris observé est donc caractéristique de l'atténuation de la matière pour toutes les longueurs d'onde du faisceau. Ce problème est bien connu, sous le nom de durcissement de faisceau.

Concrètement, ce défaut se traduit par un niveau de gris variable dans la pièce imagée. Pour illustrer le durcissement de faisceau, la figure 4.5 montre une image de tube obtenue en tomographie par rayons X. La partie centrale apparaît avec un niveau de gris plus élevé. Ce constat n'a aucune réalité physique et est juste une erreur de mesure. Cette source n'est pas adaptée pour la tomodensimétrie (mesure de densité). En revanche, elle est acceptable lorsque le contraste est suffisamment élevé. C'est le cas des figures 4.5 et 4.6 où le contraste entre l'air et le composite est suffisant pour observer les porosités.

**Rayonnement synchrotron** Lorsque le faisceau est monochromatique, tous les rayons X ont la même longueur d'onde et le coefficient d'atténuation est évalué via le niveau de gris, qui ne dépend que de la densité du matériau.

Cette technique permet donc de réaliser de la tomodensimétrie.

D'une manière générale, la tomographie est un outil intéressant pour le contrôle de pièces industrielles, mais elle présente certains inconvénients :

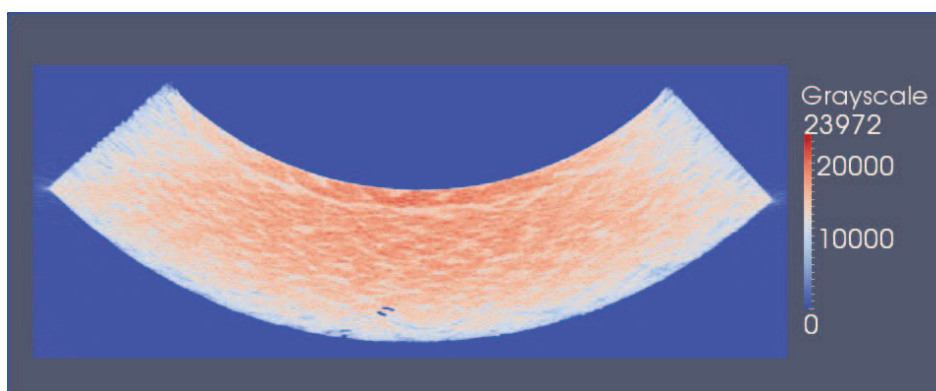


FIGURE 4.5: *Effet du durcissement de faisceau sur une pièce en carbone/polyester*

- Les zones que l'on peut imager restent relativement petites
- Les acquisitions restent chères par rapport à des coupes destructives
- Le traitement des images nécessite des logiciels et des savoir-faire particuliers puisque le volume des données générées peut être important (jusqu'à plusieurs dizaines de gigaoctets).

#### 4.1.3.4 Bilan pour notre application

Les coupes destructives associées à une analyse d'images fournissent des résultats convaincants et sont assez simples à mettre en œuvre [117, 127].

La détection des défauts par ultrasons s'est avérée difficile pour notre application et avec le matériel dont nous disposons [144], alors que la tomographie par rayons X a montré son efficacité sur différents défauts comme les porosités et les délaminages (Figure 4.6).

Ainsi, la tomographie à rayons X permet d'accéder au cœur de la matière et de visualiser les défauts courants lors de la fabrication de pièces composites comme les porosités ou les délaminages (Figure 4.6). Les clichés de la figure 4.6 ont été pris sur micro-scan à 80 KeV à une résolution de 93  $\mu\text{m}$ .

La coupe destructive systématique a été retenue, associée à une analyse ponctuelle par tomographie par rayons X.

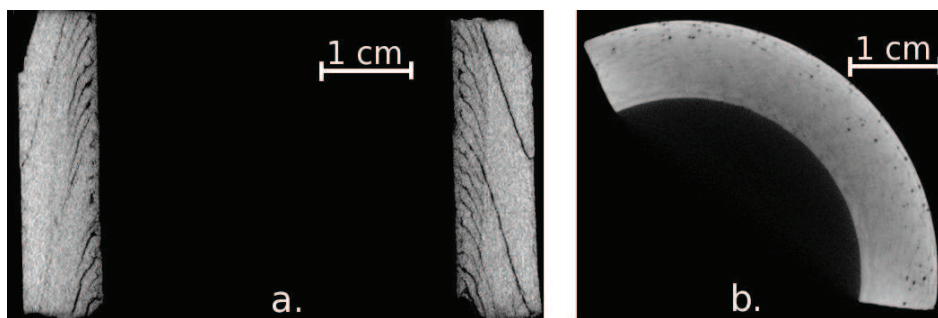


FIGURE 4.6: Exemples de défauts observables par tomographie par rayons X. **a.** Observation des délaminages obtenus sur un tube à renfort carbone. **b.** Visualisation des porosités d'un tube carbone/polyester

## 4.2 Description du banc d'injection RTM et des mesures réalisées pendant l'écoulement

L'objectif du banc d'injection est de pouvoir injecter de la résine, dans la continuité de l'étape de préformage et d'étudier leur conformité au regard du cahier des charges. Pour cela, un banc d'injection instrumenté est nécessaire.

Au début de cette thèse, le banc d'injection n'était pas instrumenté et une phase de développement était nécessaire. De même, les procédures pour une analyse quantitative des défauts n'existaient pas. Dans cette section, nous présentons les développements réalisés dans le cadre de cette thèse pour maîtriser le procédé et analyser quantitativement la qualité des pièces au regard du cahier des charges, présenté au chapitre 1. Ce travail a notamment nécessité un gros effort de redéveloppement au niveau de ce banc d'injection, désigné comme un démonstrateur.

Notons que les objectifs du démonstrateur pour la société Roxel sont de pouvoir injecter des pièces dans la continuité du préformage et de contrôler / maîtriser les défauts. Les travaux que nous présentons ont été obtenus avec une résine polyester, pour s'affranchir des problèmes de polymérisation de la résine. Notons que des autres résines, spécifiques aux applications de la société Roxel, ont aussi été utilisées pour la réalisation de protections thermiques. Ces réalisations techniques ont fait l'objet d'un rapport technique [145] dédié à la société Roxel et ne sont pas détaillées dans ce manuscrit.

L'objectif de notre banc d'injection instrumenté est de pouvoir réaliser des pièces par le procédé RTM à débit ou pression imposée, en contrôlant l'intégralité des paramètres procédés. Ce démonstrateur, schématisé sur la figure 4.7, se compose de trois blocs, dont les fonctionnalités sont différentes :

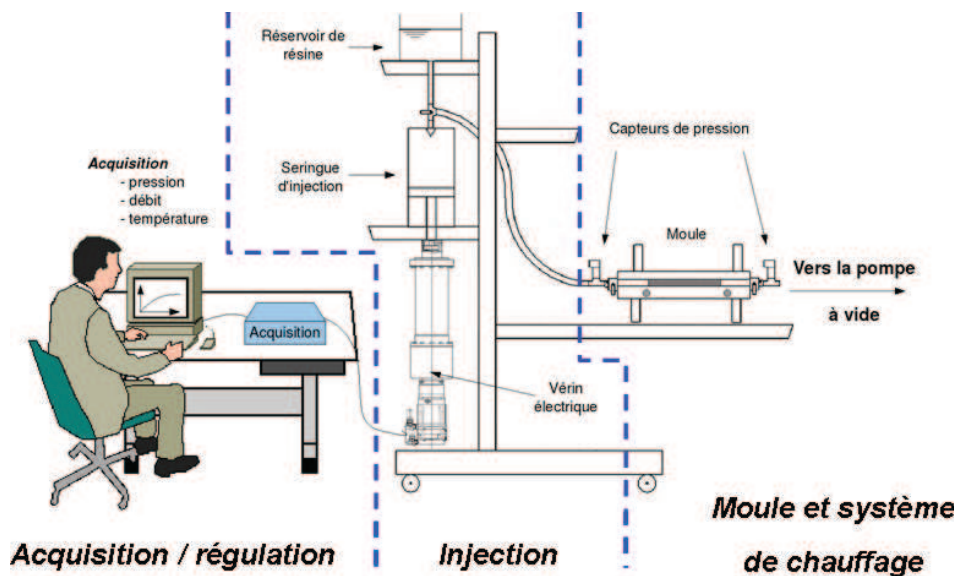


FIGURE 4.7: Schéma du banc d'injection

- Le système d'injection, dont le rôle est d'injecter la résine à un débit ou une pression contrôlée et à une température maîtrisée.
- Les moules, qui maintiennent le renfort lors de l'injection et donnent la forme extérieure au futur composite. Ces moules assurent une température adaptée à la phase d'injection et à la phase de cuisson.
- Le système d'acquisition/régulation, dont le but est de réaliser les asservissements (pression/débit et température), et contrôler les paramètres procédés lors de l'injection et de la cuisson.

## 4.2.1 Le système d'injection

Pour le système d'injection, deux technologies sont utilisées : un dispositif à débit imposé et un pot à pression piloté, assurant une pression imposée. Dans les deux cas, le procédé est piloté et contrôlé par ordinateur (paragraphe 4.2.3).

### 4.2.1.1 À pression imposée

À pression imposée, nous utilisons un pot à pression. La pression d'injection est pilotée par un régulateur de pression pneumatique proportionnel<sup>1</sup>, positionné en amont du pot à pression. Ce dispositif permet d'appliquer différents types de scénarios pour la pression d'injection. Par exemple, nous pouvons réaliser une pression constante, une rampe de pression linéaire, parabolique, etc.

<sup>1</sup>Référence : Bosch Rexroth ED02-000-060-1M12A (0-6 bars pour une tension 0-10V)

En particulier, la rampe de pression est utilisée pour réaliser des injections dans des conditions proches du débit imposé. Expérimentalement, nous observons que la position du front de résine à l'extérieur du tube est linéaire en fonction du temps lorsqu'une rampe de pression est appliquée. La rampe de pression est une méthode adaptée pour réaliser une injection à débit imposé.

En revanche, ce dispositif ne permet pas de mesurer le débit en amont du moule.

#### 4.2.1.2 À débit imposé

Ce système se compose d'une seringue d'injection et d'un vérin électrique. La seringue assure l'injection et le chauffage de la résine et elle est mise en mouvement par le vérin électrique, à une vitesse contrôlée.

La loi d'entrée/sortie, qui relie la vitesse de rotation du moteur au débit volumique de résine, est :

$$N(\text{tr}/\text{min}) = \frac{10^6}{pSR} Q_v(\text{l}/\text{min}) = 707,36 Q_v(\text{l}/\text{min}) \quad (4.3)$$

- Avec  $N$  la vitesse de rotation du moteur [tr/min]  
 $Q_v$  le débit volumique de résine [l/min]  
 $p$  le pas de la vis à billes (= 5 mm)  
 $S$  la section de la seringue ( $2,83 \cdot 10^3 \text{mm}^2$ )  
 $R$  le rapport de réduction du démultiplicateur (= 10)

En pratique, le débit du système d'injection peut varier entre  $1,41 \cdot 10^{-3}$  l/min et 4,2 l/min. La puissance du moteur<sup>2</sup> est de 430 W et le couple nominal est de 1,2 N.m à 3000 tr/min. La course maximale du vérin est de 30 cm. La gamme de débit peut être changée en modifiant la section de la seringue.

La seringue d'injection permet d'assurer une injection à pression imposée, en asservissant le couple moteur du vérin électrique, tout en mesurant le débit d'injection. Cette fonctionnalité n'a pas encore été testée.

L'étanchéité de la seringue a nécessité une attention particulière. En effet, le joint entre le piston et le corps de la seringue doit assurer l'étanchéité pour des résines potentiellement réactives pour une température allant jusqu'à 80°C. Nous avons choisi un joint en téflon car ce matériau a une bonne stabilité en température et il est inerte chimiquement.

Cette seringue d'injection permet de réaliser des injections en température grâce à un collier chauffant asservi, d'une puissance de 500 W. Entre la seringue et le moule, un

---

<sup>2</sup>Référence : Unimotor PJJ 0701-BT-i10-MU-FM55-U2B300-BACPA distribué par Leroy Somer

collier chauffant est utilisé pour maintenir la résine à température pendant son trajet jusqu'au moule. Une injection de résine à 80°C a été réalisée. Au delà de 100-120°C, le remplacement de certains composants, comme les joints d'étanchéité en nitrile ou le tuyau en PVC, est à prévoir.

## 4.2.2 Les moules

Les moules sont une partie importante du banc d'injection car ils maintiennent le renfort pendant la phase d'injection de la résine et donnent leurs formes aux futures pièces composites. Plusieurs moules ont été développés suivants différentes géométries. Nous restreignons cette présentation aux moules destinés à la fabrication des tubes de protection thermique.

Notons qu'un moule destiné à la production de plaque a aussi été réalisé en partenariat avec l'IUT SGM de Blois, permettant de chauffer jusqu'à 200°C ou de visualiser le front de résine grâce aux parties transparentes du moule.

### 4.2.2.1 Moule pour la réalisation de prototypes industriels

Le moule axisymétrique est utilisé pour l'injection de protections thermiques de taille réelle longues de 300 mm environ. Le moule complet est composé de quatre éléments (Figure 4.8) : Le mandrin, le contre-moule, le poussoir et le système de fermeture.

Le mandrin, sur lequel le renfort est déposé la gaine, est un tube (diamètre 37 mm) comportant une base conique inclinée à 15° par rapport à l'axe du tube. Nous injectons la résine à la base de ce mandrin, où quatre arrivées d'injection sont prévues sur la circonférence.

Le contre-moule est un tube d'un diamètre de 54 mm permettant d'obtenir une pièce de 8,5 mm d'épaisseur. Il existe deux versions : une en acier et une en PMMA. La première nous permet d'imposer des pressions jusqu'à 5 bars et de chauffer mais l'observation de la position du front au cours du temps n'est pas possible. La seconde, par sa transparence, offre la possibilité de visualiser le front de résine au cours du temps et le mode d'imprégnation du renfort. Par contre ce type de tube ne tolère pas des pressions supérieures à 3 bars pour la résine polyester.

Le poussoir permet de collecter l'excédent de résine à la fin de la phase d'injection.

Le système de fermeture est différent selon le contre-moule utilisé. Pour celui en acier, il s'agit d'un couvercle vissé directement sur le contre moule. Pour celui en PMMA, deux plateformes et trois tirants assurent la fermeture.

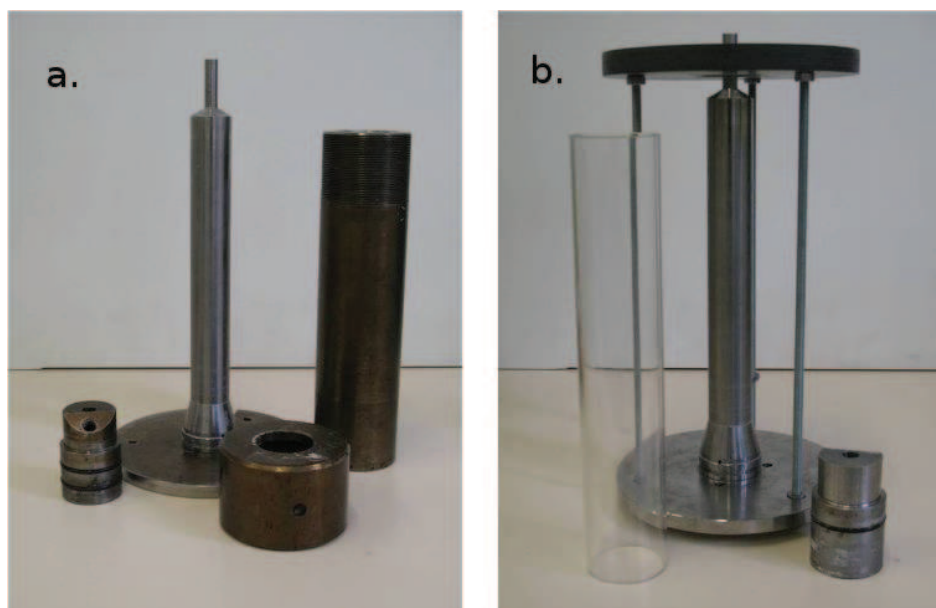


FIGURE 4.8: *Moule axisymétrique. a. éléments constituant le moule axisymétrique ; b. éléments constituant le moule axisymétrique avec parties transparentes*

Le contre-moule en PMMA a été testé à différentes pressions hydrostatiques par la société Roxel. Les essais montrent que le tube tient à une pression de 50 bars, confirmé par des calculs de résistance des matériaux. Or, durant l'injection de résine polyester, des fissures ont été remarquées sur la base du tube dès que la pression d'injection dépasse 2,5 bars. Nous supposons que l'origine de cette chute de propriétés est due à l'attaque des solvants contenus dans la résine, qui réduisent les propriétés mécaniques du PMMA.

Lorsque le contre-moule en acier est utilisé, une phase de polymérisation en température est possible. Pour cela, nous utilisons un collier chauffant de 1000 W positionné autour du contre-moule. La vitesse de montée du collier chauffant est de 2,5°C/min.

Le mode d'imprégnation de la préforme pour ce moule est largement détaillée au cours du chapitre sur la modélisation de la phase d'injection 3. En particulier, la section 3.1 présente la propagation de la résine, du seuil d'injection à l'évent de sortie.

#### 4.2.2.2 Moule pour la réalisation de pièces d'étude

Pour économiser la masse de gaine consommée à chaque essai, un outillage spécial a été réalisé. Les tubes produits sont plus courts de 70 mm, ce qui ramène les dimensions des tubes à 37 mm de diamètre intérieur, 54 mm de diamètre extérieur et d'environ 200 mm de longueur.

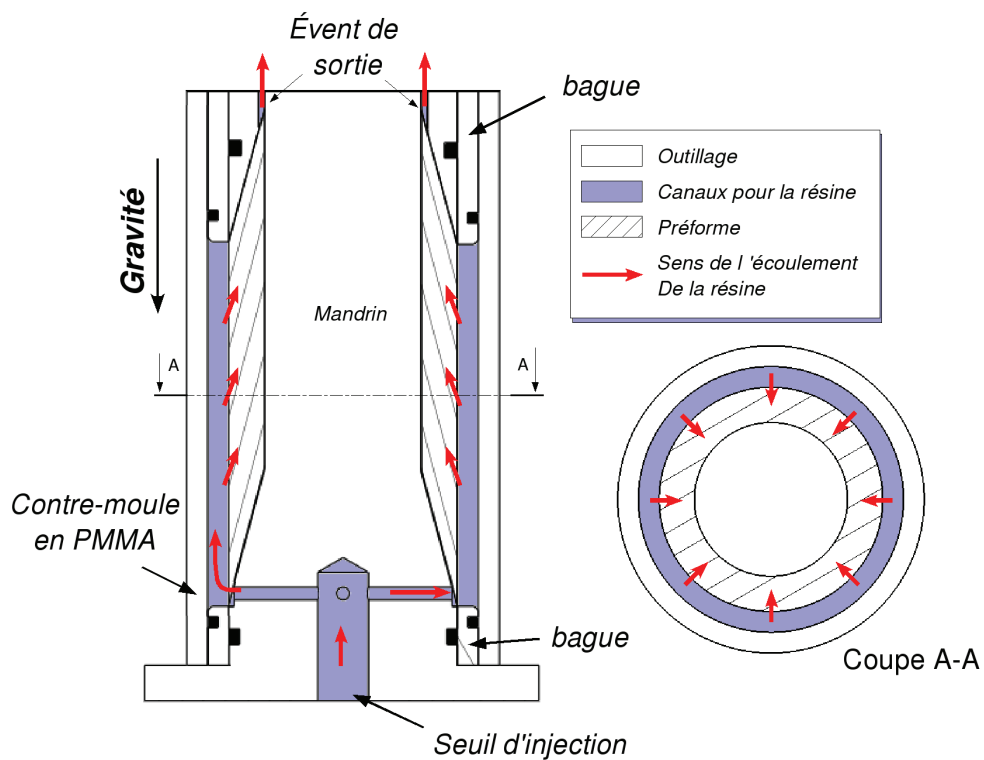


FIGURE 4.9: Schéma du moule par injection radiale

Le mode d'imprégnation de la préforme est pratiquement le même que pour le moule précédent.

#### 4.2.2.3 Moule pour la réalisation de pièces d'étude par injection radiale

Ce moule est une évolution du moule précédent, dont nous conservons le mandrin et le poussoir. Le contre-moule, en PMMA, est bien plus large que le diamètre de la préforme (Figure 4.9). Les dimensions du contre-moule sont de 70 mm de diamètre intérieur et de 5 mm d'épaisseur. Deux bagues supplémentaires ont été réalisées pour l'adapter sur le système déjà existant et assurer l'étanchéité.

Le seuil d'injection est positionné en bas du tube et l'évent de sortie en haut. L'espace entre le contre-moule et la préforme est directement relié au seuil d'injection si bien que cette gorge se remplit dès le début de l'injection. Les plis sont ensuite imprégnés de manière longitudinale. L'excédent de résine est collecté de manière analogue à celle des moules précédents.

Dans une optique de réduction de la porosité, ce moule permet de changer le mode d'imprégnation de la préforme. Les réflexions qui nous ont amenés à cette conception sont présentées à la section 4.4.1.



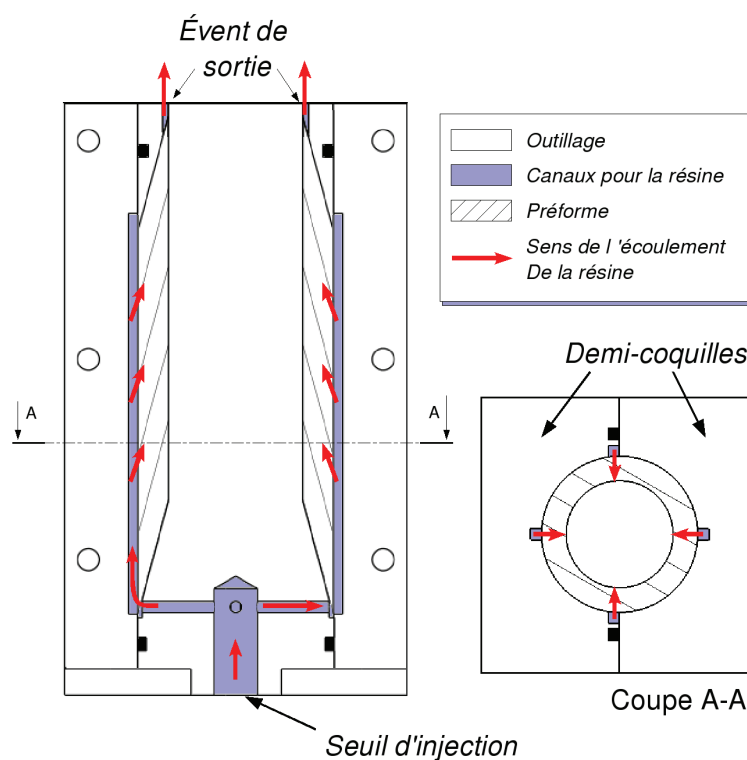


FIGURE 4.10: Schéma du moule avec rainures

#### 4.2.2.4 Moule à rainures pour la réalisation de pièces d'étude

Ce moule est une amélioration du moule précédent. Le contre-moule est réalisé en deux demi-coquilles, qui sont refermées sur la préforme après l'étape de préformage (Figure 4.10). Quatre rainures sont usinées le long de la partie cylindrique du contre-moule pour réaliser des canaux de drainage de la résine. Ces canaux ont une section de  $3 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ .

Le seuil d'injection est positionné en bas du tube et l'évent de sortie en haut. Pour le moule à rainures, le mode d'imprégnation par la résine est pratiquement le même pour le moule précédent. En revanche, les plis sont maintenus pendant la phase d'injection. L'intérêt de ce moule et les réflexions qui nous ont amenés à cette conception sont présentés à la section 4.4.2.

### 4.2.3 Le système d'acquisition/régulation

Ce système a trois fonctions :

- Assurer la régulation thermique
- Piloter les systèmes d'injection (vérin électrique et régulateur de pression)
- Visualiser et enregistrer les paramètres procédés durant l'injection et la cuisson.

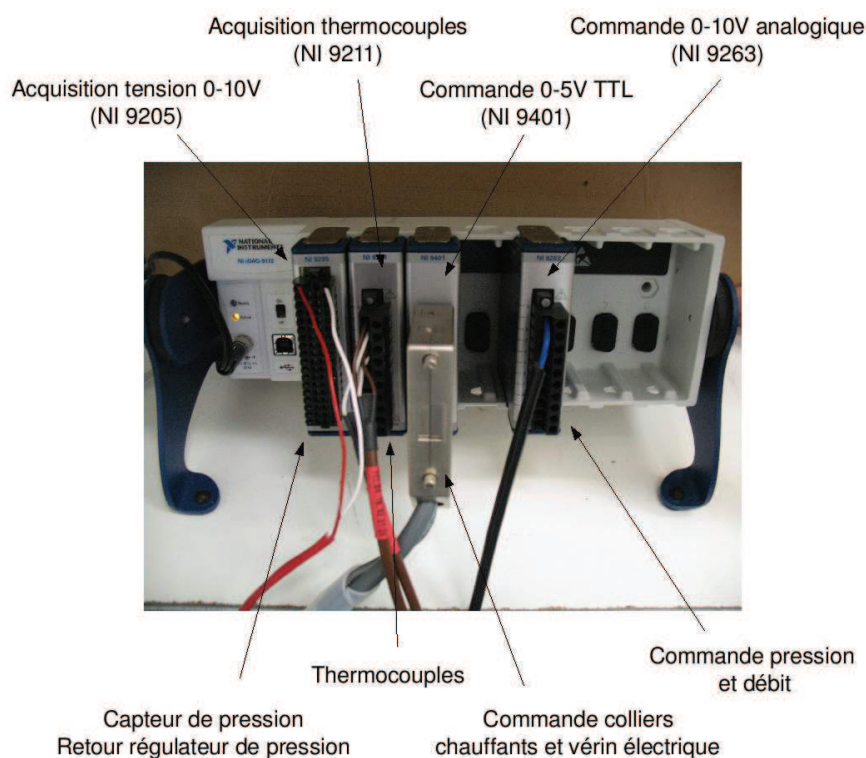


FIGURE 4.11: *Châssis National Instrument assurant l'interface entre l'ordinateur et le banc d'injection*

La solution retenue est un système entrées/sorties fourni par la société *National Instrument* (Figure 4.11) associé au logiciel *Labview* pour le contrôle et l'enregistrement. Ce choix est dû aux bonnes performances de ce système, à la simplicité d'utilisation, la bonne capacité d'évolution de ce matériel et une très grande convivialité de l'interface graphique du logiciel *Labview*.

**Régulation thermique** La température à réguler est mesurée par un thermocouple de type T (300°C maximum pour une précision à  $\pm 1^\circ\text{C}$ ).

À partir de cette mesure, la sortie numérique du châssis *National Instrument* enclenche un relais statique lorsque la température est en dessous de la consigne et coupe le relais dans le cas contraire. Cette technique a été choisie car elle est assez simple à mettre en œuvre mais a pour inconvénient d'avoir une inertie thermique de 10°C à 15°C (constat expérimental).

**Pilotage du vérin électrique et du limiteur de pression** Le vérin électrique est commandé par un variateur électronique. Ce régulateur assure l'asservissement du vérin électrique (en vitesse, couple moteur ou position angulaire), ce qui permet de travailler à débit imposé. La vitesse de consigne est imposée par l'utilisateur et conver-

tie en tension 0/10V par nos programmes écrits sous le logiciel *Labview*. Cette tension 0/10V sert de consigne au variateur électronique. L'intérêt de ce système est qu'une variation du débit en fonction du temps est envisageable.

De même, nous pouvons piloter le limiteur de pression proportionnel par une commande 0/10V. La pression de commande est convertie par nos programmes en tension 0/10V, correspondant à une pression 0/6 bars.

**Enregistrement des paramètres procédés** Les valeurs des paramètres procédés (température, débit, pression) sont mesurées et acquises par le système *National Instrument / Labview*. Le logiciel *Labview* se charge de sauvegarder les fichiers sur l'ordinateur.

Notre système permet aussi de filmer l'écoulement de résine grâce à une caméra USB, lorsque le contre-moule en PMMA est utilisé.

#### 4.2.4 Mesures pendant l'injection

Dans cette section, nous présentons la démarche que nous utilisons pour estimer la position du front de résine au cours du temps et la « perméabilité de pièce », que nous définirons.

Nous présentons aussi les démarches que nous avons mises en œuvre pour analyser la qualité des pièces sur les trois défauts que nous avons identifiés : les porosités, le déplacement des plis et la fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur.

##### 4.2.4.1 Mesure de la position du front de résine

Lorsque l'injection est filmée, la position du front de résine sur l'extérieur du tube est extraite des vidéos. Le contraste entre le carbone sec et le carbone imprégné est suffisamment élevé pour avoir une mesure facile de la position du front de résine (Figure 4.12).

Nous constatons que la position du front de résine sur l'extérieur du tube se comporte globalement comme un écoulement unidirectionnel. Nous avons donc introduit l'idée d'une « *perméabilité de pièce* », caractéristique de l'écoulement mesuré sur l'extérieur du tube. Cette perméabilité peut paraître artificielle, mais elle présente l'avantage de permettre de faire des comparaisons d'écoulements réalisés avec des conditions d'injection différentes. Par exemple, elle permet de comparer des écoulements à pression imposée avec des écoulements à débit imposé. Un exemple de mise en œuvre est pré-

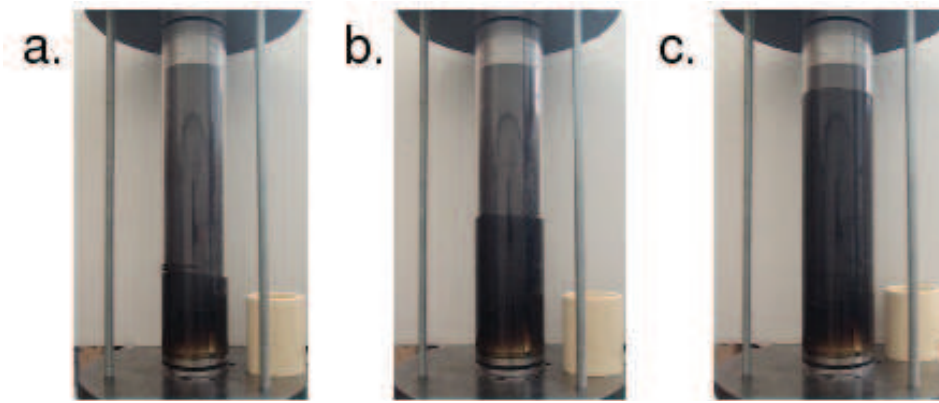


FIGURE 4.12: Front de résine à différents instants

senté à la section 3.4.2.1, concernant la comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation numérique.

À pression imposée et pour un écoulement unidirectionnel, la position du front de résine évolue suivant la loi :

$$x(t) = \sqrt{\frac{2K_{part} P_{inj}}{\mu(1 - V_f)} t} \quad (4.4)$$

Avec  $K_{part}$  la perméabilité de pièce [ $m^2$ ]  
 $P_{inj}$  la pression au seuil d'injection [Pa]  
 $\mu$  la viscosité dynamique [Pa.s]  
 $V_f$  le taux volumique de fibre  
 $t$  le temps [s]

La *perméabilité de pièce* est identifiée à partir de la position du front au cours du temps, extraite des vidéos. La méthode est détaillée à la section 3.3.3.3,

À débit imposé, la position du front de résine (notée  $x(t)$ ) évolue linéairement :

$$x(t) = \frac{Q_{inj}}{S(1 - V_f)} t \quad (4.5)$$

Avec  $Q_{inj}$  le débit volumique imposé au seuil d'injection [ $m^3/s$ ]  
 $S$  la surface transverse de la pièce [ $m^2$ ]

À débit imposé, la perméabilité de pièce se calcule par la relation, extraite de Carronnier et Gay [4] :

$$K_{part} = \left( \frac{Q_{inj}}{S} \right)^2 \frac{\mu}{P_{inj}(1 - V_f)} t \quad (4.6)$$

Avec une rampe de pression linéaire, l'écoulement de résine est assimilable à une injection à débit imposé.

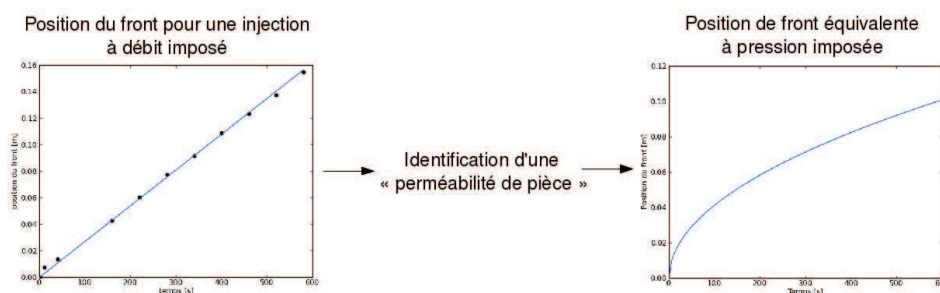


FIGURE 4.13: Procédure pour obtenir une position de front équivalente à pression imposée

Pour estimer une perméabilité de pièce à partir d'une rampe de pression, le débit d'injection équivalent est identifié à partir de la courbe de position du front de résine au cours du temps. Ensuite, nous pouvons estimer la perméabilité de pièce en appliquant l'équation 4.6.

#### 4.2.4.2 Méthode utilisée pour analyser la porosité après la phase de polymérisation

Notre procédure est identique à celle de Hamidi *et al.* [117, 127]. Les tubes sont coupés dans le sens longitudinal (suivant l'axe du tube) puis photographiés. Notre démarche est illustrée sur la figure 4.14. À partir des photos, nous déterminons la position et la taille de chaque porosité en utilisant la méthode suivante :

1. Seuillage de l'image. Cette opération permet de séparer le composite sain (en blanc sur la figure 4.14) et les porosités (en noir sur la figure 4.14). Cette opération est réalisée avec le logiciel *Gimp*.
2. Filtrage de l'image. Le problème du seuillage est que cette technique est sensible au bruit contenu dans l'image. Concrètement, à l'issue du seuillage, nous voyons apparaître des pixels noirs éparpillés, qui ne correspondent pas à des porosités. Un filtre ouverture/fermeture est appliqué pour supprimer les tâches apparues. Nous utilisons le filtre implémenté dans le logiciel *Gimp*.
3. L'identification des porosités se fait grâce à un algorithme de recherche de contours décrit par Lohmann [146] et attribué à Artzy *et al.* [147] et Rosenfeld *et al.* [148]. Dans le cadre de cette thèse, un programme en C++ a été développé pour réaliser cette tâche, car non disponible dans le logiciel *Gimp*.
4. Dès que l'identification des porosités dans l'image est réalisée, nous calculons la position et la surface (notée  $S_i$ ) de chaque porosité de l'image.

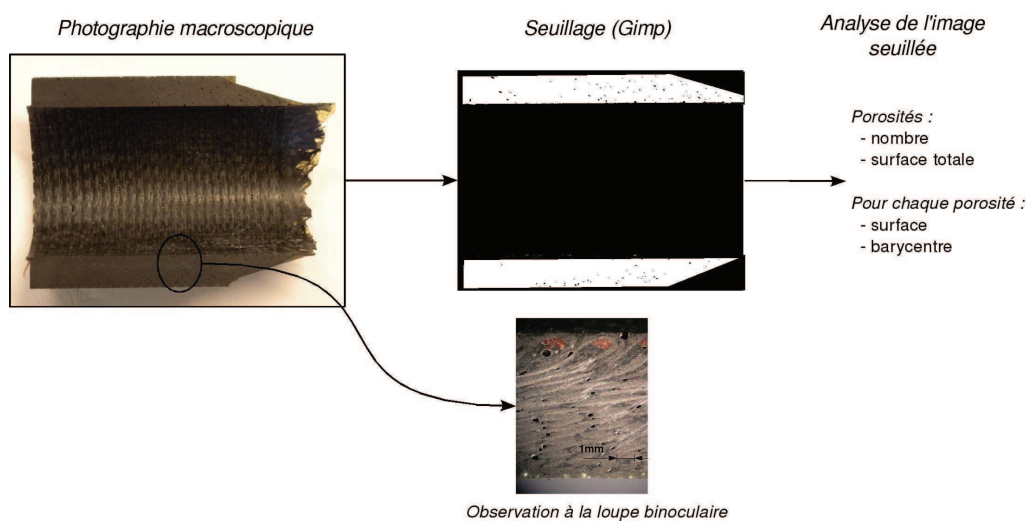


FIGURE 4.14: Méthode utilisée pour analyser la porosité des pièces

Si nous faisons l'hypothèse que les porosités sont circulaires, nous obtenons une estimation du diamètre des porosités ( $d_i$ ) par la formule :

$$d_i = 2\sqrt{S_i/\pi} \quad (4.7)$$

Cette formule est aussi utilisée par Hamidi *et al.*. Cette procédure permet de connaître le diamètre équivalent de chaque porosité identifiée dans l'image. À partir de ces données une étude statistique est conduite. À cet effet, nous introduisons la loi log-normale à deux paramètres ( $\mu$  et  $\sigma$ ). Cette loi fournit un bon modèle pour les variables strictement positives ayant une distribution asymétrique avec allongement vers les valeurs élevées [99]. Elle s'écrit :

$$f(x) = \frac{1}{x\sqrt{2\pi}\sigma} \exp\left(-\frac{1}{2\sigma^2}(\ln x - \mu)^2\right) \quad (4.8)$$

Les coefficients  $\mu$  et  $\sigma$  sont identifiées sur les données expérimentales par la méthode des moindres-carrés.

À partir de la liste des porosités issue de la procédure que nous venons de décrire, nous pouvons calculer la surface de composite « sain », c'est-à-dire sans porosité (notée  $S_{cs}$ ) et la surface des porosités (notée  $S_p$ ). Notre critère de qualité de la pièce est un ratio (noté  $r$ ) entre la surface totale des porosités sur la surface du composite sain. Ce ratio est un taux surfacique de porosité et il s'écrit :

$$r = \frac{S_p(\text{pixel}^2)}{S_{cs}(\text{pixel}^2)} \times 100\% \quad (4.9)$$

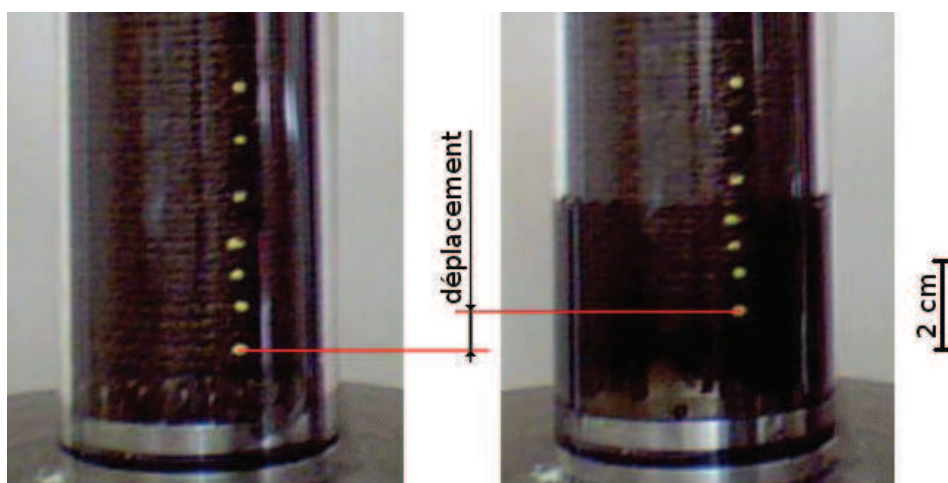


FIGURE 4.15: Position des marqueurs avant injection (à gauche) et après 6 secondes d'une injection à une pression de 3 bars

Cette analyse de porosité classique est complétée par l'observation d'images de tomographies par rayons X, qui donnent accès à la structure 3D de la porosité. Les porosités identifiées sur les images de tomographie sont mises en évidence par le filtre le contour de logiciel *Paraview*.

#### 4.2.4.3 Méthode utilisée pour analyser le déplacement des plis

Lorsque le contre-moule transparent est utilisé, la position des plis au cours du temps est visible. Des marqueurs de peinture sont disposés sur les extrémités des plis afin que le déplacement soit plus facilement observable (Figure 4.15). L'injection est filmée, et les courbes de la position des plis au cours du temps sont extraites de ces vidéos.

Nous nous servons aussi de la position des ligatures pour estimer le déplacement des plis à l'intérieur du tube. Par une coupe destructive après la phase de polymérisation, nous regardons la position de la première ligature, proche du seuil d'injection, car l'expérience montre que les déplacements sont les plus importants dans cette zone.

Les marqueurs renseignent sur le déplacement des plis sur l'extérieur alors que les ligatures renseignent sur le déplacement sur l'intérieur du pli. Nous avons donc un encadrement du déplacement des plis.

#### 4.2.4.4 Homogénéité de la fraction volumique de fibres

L'homogénéité de la fraction volumique de fibres est estimée en deux temps. Tout d'abord, des échantillons sont découpés à différentes hauteurs dans le tube. La densité



FIGURE 4.16: *Appareil utilisé pour les mesures de densité - avec la permission de la société Roxel*

de ces échantillons est mesurée. Ensuite, la fraction volumique de fibres est calculée à partir de la densité des échantillons de composite, de la densité de la résine et de la densité du carbone.

**Mesures de densité des échantillons** L'intégralité des mesures de densité est réalisée par l'entreprise Roxel, en utilisant l'appareil de mesure dont la société dispose (Figure 4.16).

Des échantillons (dimensions  $8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ ) sont prélevés et mesurés à différentes positions sur la hauteur. En effectuant plusieurs mesures de densité à différentes hauteurs, nous obtenons l'évolution de la densité sur la hauteur.

Pour connaître la densité des échantillons de tube, il s'agit d'évaluer précisément la masse de l'échantillon et celle du même échantillon dans l'huile. Nous déterminons la densité en utilisant le principe d'Archimède, au moyen d'une balance. La différence entre ces deux masses correspond à la masse de l'huile déplacée ou la masse d'un volume d'huile égal au volume du corps.

La densité de la résine polyester a été mesurée ( $d_r = 1,17$ ). La densité des fibres de carbone est issue des données constructeur ( $d_f = 1,75$ ).

**Estimation de la fraction volumique de fibres des échantillons** À partir des densités mesurées ( $d$ ) et des densités de la résine et du carbone, nous pouvons en



déduire la fraction volumique de fibres de l'échantillon (noté  $V_f$ ) par la relation :

$$V_f = \frac{d - d_r}{d_f - d_r} \quad (4.10)$$

Les pièces présentent parfois des porosités, qui font chuter la densité mesurée, et donc perturbent l'estimation de la fraction volumique de fibres. Nous nous intéressons à quantifier l'erreur commise.

Si nous considérons que la pièce finale comporte des porosités (de fraction volumique  $V_a$  et de densité  $d_a$ ), la densité réelle de ce composite ( $d_{cr}$ ) se calcule par la relation :

$$d_{cr} = d_f V_f + d_r(1 - V_a - V_f) + d_a V_a \quad (4.11)$$

L'erreur commise (notée  $\epsilon_d$ ) en négligeant la porosité s'écrit :

$$\epsilon_d = \left| \frac{d_{cr} - d}{d_{cr}} \right| = \left| \frac{V_a d_a - d_r V_a}{d_f V_f + d_r(1 - V_a - V_f) + d_a V_a} \right| \quad (4.12)$$

Nous supposons que la densité de la porosité est nulle. L'application numérique avec 2 % de taux de porosité et une densité de résine et de composite valant respectivement 1,1 et 1,4 donne une erreur relative de 2 %. Pour le même jeu de paramètres, avec un taux de porosité de 5%, l'erreur commise est de 4% seulement. Il apparaît donc que les porosités influencent peu l'estimation de la fraction volumique de fibres. Nous pouvons donc négliger la présence des porosités dans l'estimation de la fraction volumique de fibres.

Ces travaux concernant le banc expérimental et les procédures étant présentés, nous allons montrer leur mise en œuvre pour la fabrication de protections thermiques et pour l'analyse de la qualité associée.

### 4.3 Études expérimentales

Dans cette section, nous présentons les résultats de deux campagnes expérimentales sur la fabrication de protections thermiques. Ces deux campagnes nous sont utiles pour comprendre les phénomènes physiques sur l'apparition de porosité et sur le déplacement de plis à l'injection. Ces campagnes permettent aussi de mettre en œuvre le banc d'injection et les procédures d'analyse des pièces que nous avons décrits.

Pour ces campagnes expérimentales, nous présentons les résultats avec une résine polyester de viscosité 0,1 Pa.s.

### 4.3.1 Influence des paramètres procédés de la phase d'injection sur la porosité des pièces

Dans cette partie, nous regardons successivement les résultats de coupes destructives sur une campagne de pièces à pression imposée. L'apport de la tomographie par rayons X par rapport aux coupes destructives est ensuite discutée. Enfin, les résultats obtenus sont analysés au regard de l'étude bibliographique sur la génération de la porosité et sur le déplacement des plis.

#### 4.3.1.1 Analyse de la porosité par coupe destructive

Les résultats que nous présentons sont issus d'une campagne de quatre essais à pression imposée sur des protections thermiques de taille réelle, pour des pressions de 1,2 bar, 2 bars, 2,5 bars et 3 bars. Les pièces ont été coupées dans le sens longitudinal et les résultats que nous présentons sont issus de la porosité observée dans le plan de coupe.

Cette étude se concentre sur la porosité résiduelle macroscopique sur environ un tiers du tube proche de l'évent de sortie. La porosité microscopique, dans les mèches, n'est pas étudiée. Nous étudions la zone proche de l'évent, car nos observations montrent que les deux premiers tiers de la pièce, proches du seuil d'injection, sont relativement sains (quelques porosités éparpillées sont constatées). En revanche, le dernier tiers de la pièce concentre quasiment toutes les porosités. Il est très probable que les porosités aient été générées pendant l'écoulement de résine, puis emmenées par le fluide, conformément aux mécanismes décrits à la section 4.1.1.

Pour l'étude expérimentale de la porosité, nous présentons trois résultats. Le premier concerne le taux de porosité global dans la pièce. Les deux derniers résultats sont présentés simultanément et concernent une étude statistique de la porosité, en termes de position et de taille.

**Estimation de la porosité globale** Notre premier résultat présente l'évolution du taux de porosité avec la hausse de la pression d'injection (Figure 4.17). Ce résultat est présenté sous la forme du taux de porosité surfacique, défini par l'équation 4.9.

L'injection à 2 bars présente un taux de défauts le plus faible. Néanmoins, pour toutes les injections, le niveau de porosités est comparable.

**Caractérisation statistique de la porosité** Le résultat que nous venons de présenter est global sur tout le domaine d'observation. Nous allons présenter une description statistique de la porosité des pièces, basée sur nos algorithmes de segmentation décrits à la section 4.2.4.2. À partir de la taille et de la position des porosités, nous pouvons

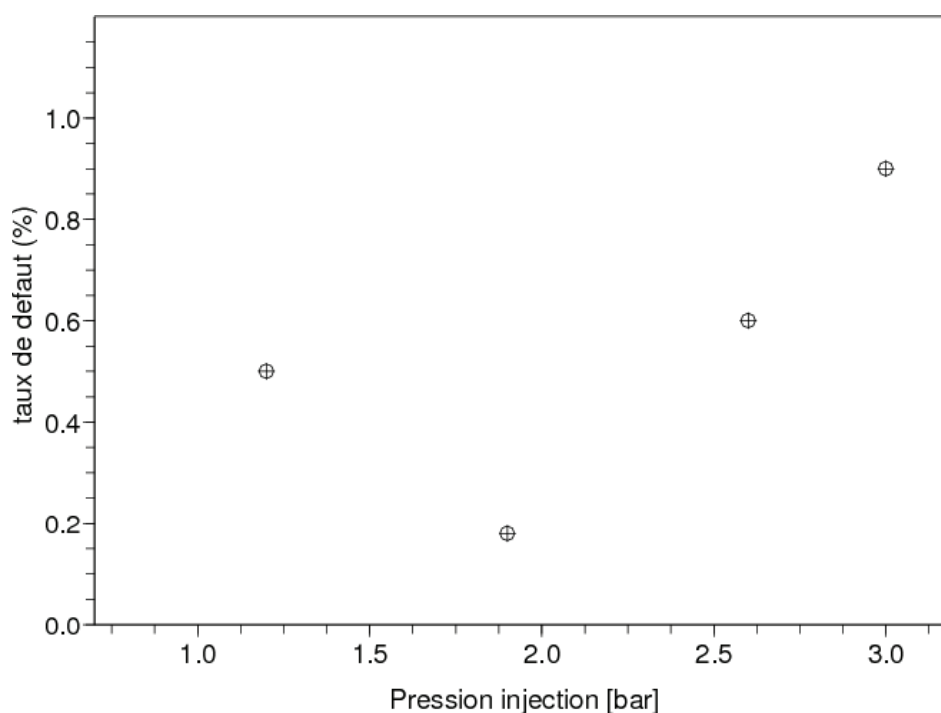


FIGURE 4.17: Taux de porosité pour les différentes injections

Pression d'injection	$\sigma$	$\mu$
1,2 bar	0,55	-1,50
2,6 bars	0,489	-1,43
3 bars	0,488	-1,49

TABLEAU 4.2: Coefficients des distributions du diamètre des porosités

réaliser une étude statistique pour en déduire les tendances. La courbe de tendance utilisée est la loi log-normale (Équation 4.8), dont les deux paramètres  $\mu$  et  $\sigma$  sont identifiés sur les distributions expérimentales par la méthode des moindres-carrés.

Dans un premier temps, nous nous intéressons à la distribution de la taille des porosités. La figure 4.18 présente la distribution du diamètre des porosités (Équation 4.7) pour trois tubes injectés à des pressions de 1,2 bar, 2,5 bars et 3 bars. Les résultats de l'injection à 2 bars ne sont pas présentés car les porosités observées ne sont pas suffisamment nombreuses pour qu'une approche statistique soit pertinente.

L'allure de notre distribution de taille de porosité (Figure 4.18) est comparable à celle obtenue par Hamidi *et al.* [117] pour des mats de verre imprégnés avec le procédé RTM. Notons toutefois que le diamètre moyen des porosités obtenu est statistiquement plus élevé pour notre application que pour celle de Hamidi *et al.* (le rayon moyen de leurs porosités est de 70  $\mu\text{m}$  contre 200  $\mu\text{m}$  pour notre application).

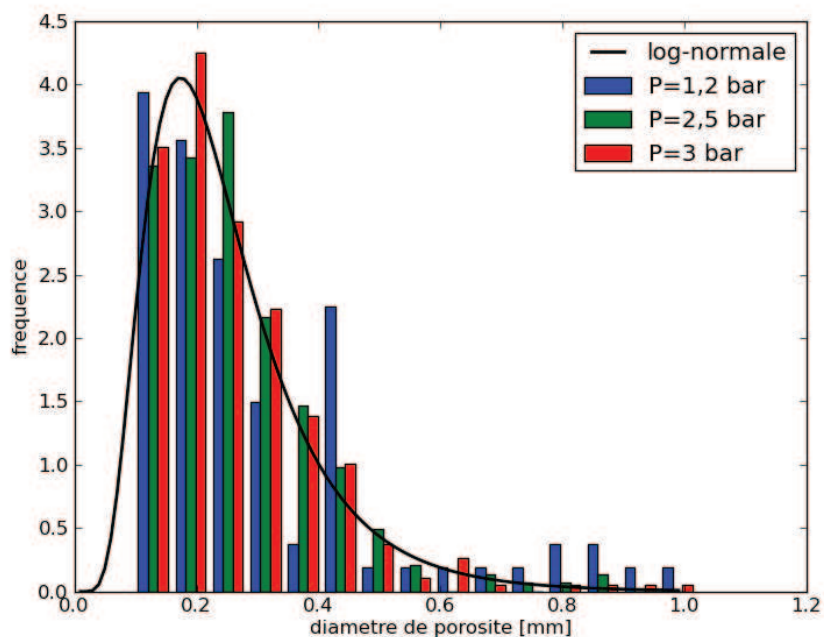


FIGURE 4.18: *Distribution de la taille des porosités pour des injections avec différentes pressions*

Pour chacune des pièces, les coefficients de la loi log-normale sont calculés par la méthode des moindres carrés. Les coefficients obtenus pour les différentes pressions d'injection sont très proches (Tableau 4.2) et voisin de  $-1,5$  et  $0,5$  pour les coefficients  $\mu$  et  $\sigma$  respectivement. D'ailleurs la courbe continue de la figure 4.18 est le tracé de la loi log-normale, avec les paramètres  $\mu$  et  $\sigma$  valant respectivement  $-1,5$  et  $0,5$ .

Nous en concluons que la pression d'injection (comme paramètre procédé) n'a pas d'incidence majeure sur la distribution de la taille des porosités.

Nous rappelons que la taille des porosités entre dans le cahier des charges de la pièce à produire. La taille des porosités est généralement inférieure au millimètre, ce qui satisfait le cahier des charges établi par la société Roxel (Chapitre 1).

Le dernier résultat concerne la distribution spatiale de porosités, présenté sur la figure 4.19b., pour l'injection réalisée à une pression de 3 bars, moyennée sur quatre plans de coupe. Cette figure montre la position de toutes les porosités identifiées (points bleus) sur la pièce en composite (représentée en rose). La taille des points bleus est proportionnelle au diamètre des porosités.

Les figures 4.19a. et 4.19c. représentent respectivement les distributions longitudinales et radiales des porosités. Sur la figure 4.19a, nous représentons la courbe log-normale (Équation 4.8) avec les paramètres  $\sigma$  et  $\mu$  valant respectivement  $0,55$  et  $-3,29$ ,

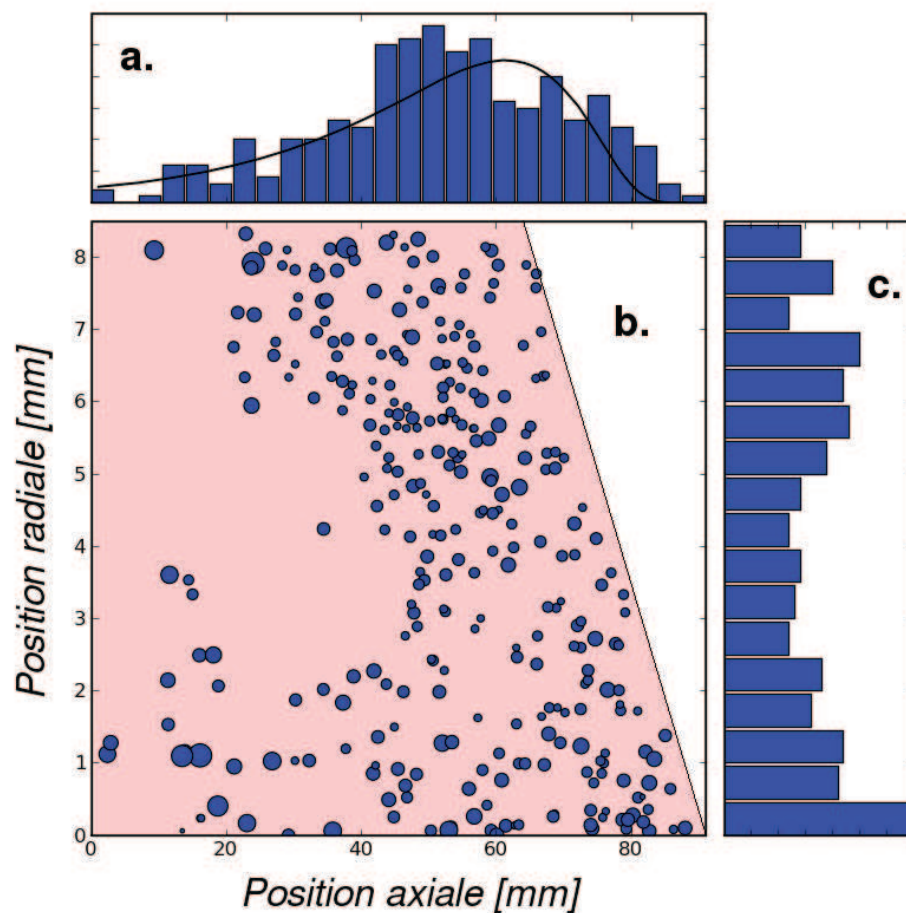


FIGURE 4.19: Porosités observées pour une injection à 3 bars. **a.** Distribution de la porosité dans le sens longitudinal du tube ; **b.** Position des porosités dans les plans de coupe ; **c.** Distribution de porosité dans le sens radial du tube

obtenus par la méthode des moindres-carrés. La figure 4.19c. montre que la distribution des porosités est uniforme dans l'épaisseur du tube.

Il semble donc que les porosités soient distribuées de manière uniforme dans l'épaisseur du tube mais que la distribution longitudinale suive une loi log-normale. La zone présentant le plus de porosités se trouve proche de l'évent de sortie.

#### 4.3.1.2 Apport de la tomographie dans l'observation de la porosité

Cette analyse est complétée par un scan de tomographie par rayons X. Un échantillon de tube en carbone/polyester, injecté à une pression de 3 bars, a été imagé à la résolution de  $40\mu\text{m}$ . L'échantillon est un quart de tube de hauteur 30 mm environ. L'image a été reconstruite puis seuillée afin d'observer la porosité représentée en bleu sur la figure 4.20.

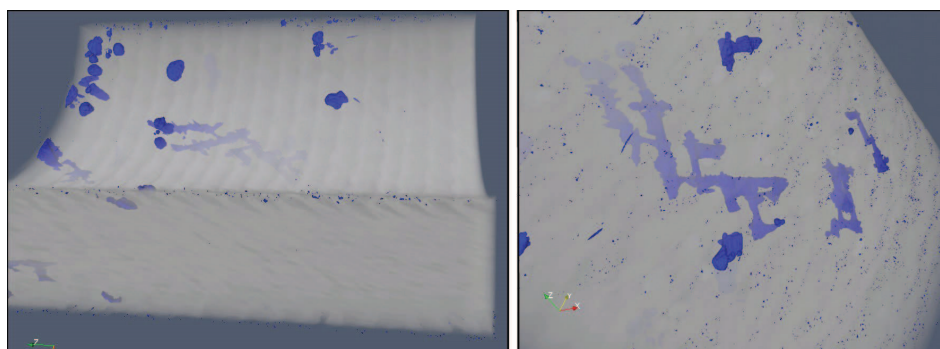


FIGURE 4.20: *Tomographie par rayons X d'un tube carbone/polyester suivant différents angles de vue*

Cette image apporte une information supplémentaire sur la structure des porosités à laquelle nous n'avions pas accès avec des coupes destructives classiques. À côté des porosités sphériques, nous voyons apparaître des porosités qui semblent occuper tous les macropores autour des mèches. Ces images donnent l'impression que certains plis ne sont pas imprégnés.

Les porosités sphériques étaient attendues, contrairement aux porosités de géométrie plus complexe. L'échantillon imagé a été prélevé sur le haut du tube (près de l'évent de sortie) où la vitesse de l'écoulement est plus lente. Il est probable que cet écoulement macroscopique soit très lent et que des macro-porosités de grande dimension soient générées.

La tomographie par rayons X donne accès à une quantité d'informations beaucoup plus complète sur la porosité. Néanmoins, son utilisation reste chère et la taille des zones imagées est réduite par rapport à la taille totale du tube complet. Nous pouvons nous interroger sur la valeur ajoutée de la tomographie pour notre application. Nous allons donc faire un test comparatif entre la tomographie par rayons X et les coupes destructives.

Nous allons travailler sur l'image de tomographie présentée sur la figure 4.20. Des coupes destructives sont simulées à partir de l'image de tomographie à rayons X (Fig. 4.21). Pour simuler une coupe destructive, nous observons l'image de tomographie dans des plans de coupe tournés de  $10^\circ$  de façon à générer cinq coupes virtuelles (Figure 4.22).

Ces cinq coupes virtuelles donnent une information bien plus complète que ce qui est obtenu par coupe destructive classique. Pourtant, à partir des cinq images, il est impossible d'imaginer que les porosités entourées sur la figure 4.22 proviennent d'une seule et même porosité et que le pli est mal imprégné dans cette zone. Seule la tomographie par rayons X, par son approche 3D permet de visualiser ce phénomène.

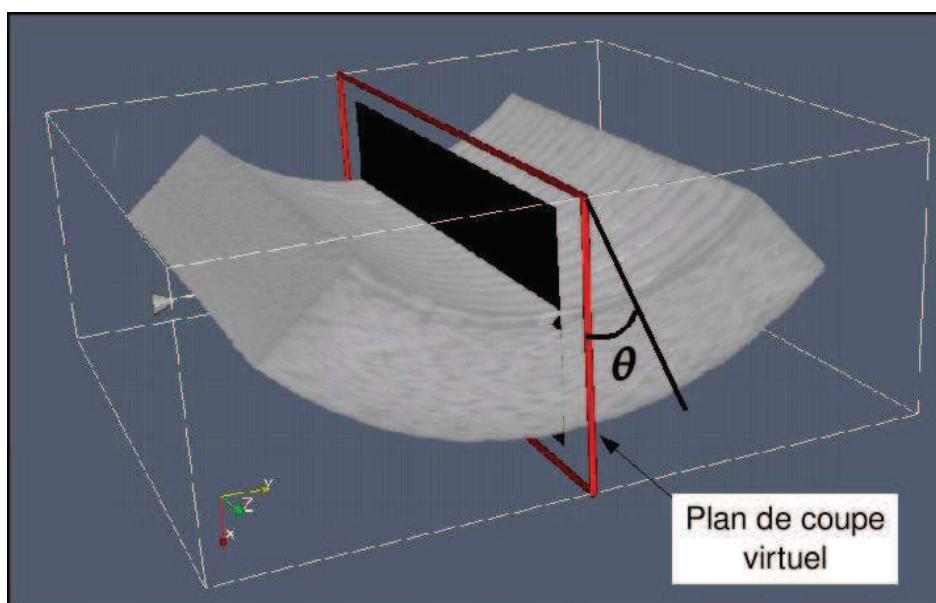


FIGURE 4.21: Principe de la coupe simulée à partir de l'image de tomographie à rayons X.  $\theta$  est l'angle de rotation du plan de coupes virtuelles

La tomographie par rayons X apporte une information complémentaire sur la porosité que nous ne pouvons pas capter autrement que par une technique d'imagerie 3D en contrôle non destructif.

À partir de ces essais, nous avons montré que la démarche était adaptée à l'observation et à la quantification des porosités. Nous avons aussi observé des distributions de tailles et de positions des porosités qui semblent tout à fait plausibles et conformes avec les observations d'autres auteurs [117, 127].

Nous venons aussi de montrer que l'imagerie 3D donnait une information beaucoup plus complète sur la structure des porosités, que nous ne pouvons pas capter par des coupes destructives classiques. Néanmoins, pour avoir une résolution suffisamment fine ( $40 \mu\text{m}$ ) pour observer les porosités macroscopiques, la zone imagée est relativement petite ( $41\text{mm} \times 41\text{mm} \times 41\text{mm}$ ) par rapport à la taille de notre tube (de longueur  $200\text{mm}$ ).

#### 4.3.1.3 Analyse de l'écoulement basé sur le nombre capillaire modifié

Lors de l'étude bibliographique, nous avons montré que le nombre capillaire modifié (Équation 4.1) pouvait être utilisé pour estimer le taux des porosités généré pendant l'écoulement.

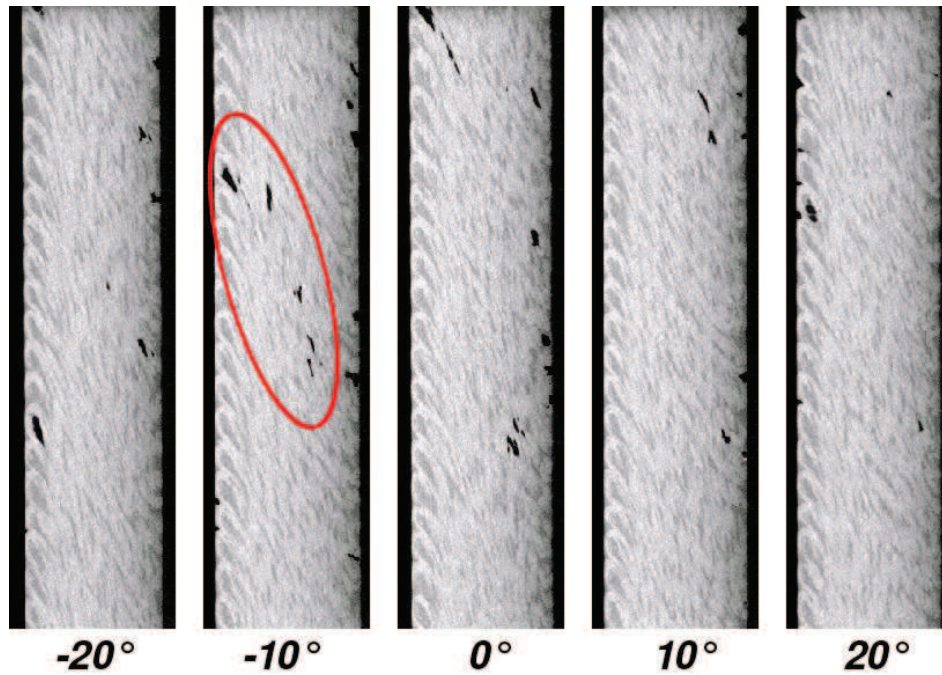


FIGURE 4.22: Coupes destructives simulées

Dans les développements qui vont suivre, nous allons tenter de calculer le nombre capillaire modifié dans notre cas et comparer les résultats obtenus par rapport aux observations expérimentales présentées précédemment.

Le calcul du nombre capillaire modifié ( $Ca^*$ , Équation 4.1) nécessite d'avoir une estimation de la vitesse d'écoulement de la résine. En première approximation, nous pouvons calculer cette vitesse en supposant que l'écoulement de résine est unidirectionnel. Avec cette hypothèse, nous pouvons élaborer des modèles analytiques pour calculer la vitesse d'avancée du front de résine au cours du temps, en fonction des paramètres procédés. À pression imposée, la vitesse de l'écoulement (notée  $u$ ) dépend de la position du front (notée  $L$ ) :

$$u = \frac{k P_{inj}}{\mu L} \quad (4.13)$$

alors qu'à débit imposé, la vitesse de l'écoulement est constante et vaut :

$$u = \frac{Q_{inj}}{S} = \frac{Q_{inj}}{\pi(r_{cm}^2 - r_m^2)} \quad (4.14)$$



avec	$k$	la perméabilité du renfort	$\approx 1.10^{-11} \text{ m}^2$
	$\mu$	la viscosité de la résine	$= 0,1 \text{ Pa.s}$
	$P_{inj}$	la pression d'injection [Pa]	
	$Q_{inj}$	le débit d'injection [ $\text{m}^3/\text{s}$ ]	
	$L$	La position du front de résine	$0 < L < 30 \text{ cm}$
	$r_{cm}$	le rayon extérieur	$= 27 \text{ mm}$
	$r_m$	le rayon intérieur	$= 18,5 \text{ mm}$
	$S$	la section de la préforme [ $\text{m}^2$ ]	

À partir de ces modèles, nous pouvons estimer le nombre capillaire modifié, pour notre application, en fonction de la géométrie et des paramètres procédés. Suivant les conditions d'injection, le nombre capillaire modifié s'écrit :

$$Ca^* = \frac{k}{\gamma \cos(\theta)} \frac{P_{inj}}{L} \quad \text{à pression imposée} \quad (4.15)$$

$$Ca^* = \frac{\mu}{\gamma \cos(\theta)} \frac{Q_{inj}}{\pi(r_{cm}^2 - r_m^2)} \quad \text{à débit imposé} \quad (4.16)$$

avec  $\gamma$  la tension de surface [N/m]  
 $\theta$  l'angle de mouillabilité entre la résine, l'air et le renfort

Les données matériaux dont nous disposons (perméabilité, viscosité. . .) sont complétées par les valeurs des paramètres capillaires issues du tableau 4.1 pour la résine polyester (résine utilisée lors des campagnes expérimentales).

Dans un premier temps, nous comparons les résultats du nombre capillaire modifié dans notre cadre expérimental. À pression imposée, le nombre capillaire évolue lorsque le front de résine avance. La figure 4.23 montre une étude paramétrique où le nombre capillaire est tracé en fonction de la position du front de résine pour différentes pressions d'injection. La pièce est saine si le nombre capillaire est toujours compris entre 0,0035 et 0,035 au cours de l'injection.

Pour une pression de 3 bars, cas que nous avons traité expérimentalement, nous voyons que le nombre capillaire modifié varie entre  $3.10^{-3}$  en début d'injection et  $3.10^{-4}$  en fin d'injection. Par lecture des résultats de la figure 4.2, le taux de porosité devrait être presque nul en début d'injection et de l'ordre de 10% en fin d'injection. Nous rappelons que les mesures de porosité (Figure 4.17) ont donné un taux de défauts de l'ordre de 1% (au sens du critère défini par l'équation 4.9). Il est probable que le transport de bulles vers l'évent soit en grande partie responsable de la chute de la porosité dans le composite.

Nous en déduisons que laisser s'écouler la résine est une solution intéressante pour évacuer les bulles. Cette solution pose problème avec la résine polyester que nous utilisons pour ces campagnes d'essais car elle polymérise avec le temps, et que la vitesse de l'écoulement est lente. Pour l'application industrielle, les résines proposées

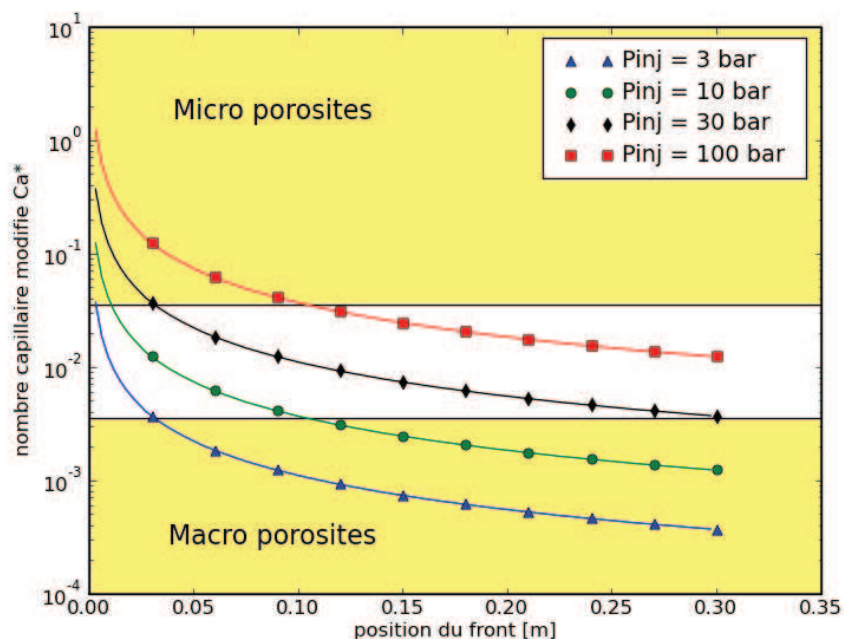


FIGURE 4.23: Nombre capillaire modifié en fonction de la position du front à pression imposée

polymérisent avec la température. Le transport de bulles pourrait être une solution envisageable sur le plan industriel.

Au vu des résultats, nous comprenons mieux pourquoi les variations de la pression induisent des taux de défauts très proches, comme nous l'avons observé précédemment (Figure 4.17).

Nous pouvons poser le problème différemment et chercher à identifier les paramètres procédés (pression d'injection ou débit d'injection) permettant de garantir que le nombre capillaire modifié soit compris entre 0,0035 et 0,035. Une idée comparable est présentée par Trochu *et al.* [149] et Ruiz *et al.* [150]. Ils calculent les paramètres procédés garantissant un nombre capillaire modifié optimal au cours du temps.

Par lecture du graphe de la figure 4.23, nous constatons que la pression d'injection idéale est très élevée (de l'ordre de 30 bars). Ce graphe montre aussi que nos pièces, injectées à basse en pression ou en débit avec notre système, sont susceptibles d'avoir des macro-porosités, ce que nous avons confirmé expérimentalement.

À débit imposé, le débit de résine doit être compris entre  $1,1 \cdot 10^{-6} \text{ m}^3/\text{s}$  et  $1,1 \cdot 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ , soit entre 0,068 l/min et 0,68 l/min pour que le nombre capillaire modifié soit dans la fenêtre de processabilité. Pour ces débits, la pression au niveau de seuil est estimée à 28 bars et 280 bars respectivement, pour les données présentées, en fin d'in-

jection.

L'étude basée sur le nombre capillaire modifié a montré sa capacité à identifier la nature des porosités (microporosité / macroporosité). Cette étude montre aussi que la pression d'injection doit être de l'ordre de 30 bars pour générer un minimum de bulles pendant l'écoulement. Cette pression est bien trop élevée pour notre système d'injection. En travaillant à une pression plus faible (de l'ordre de 5 bars), nos pièces sont susceptibles d'avoir des macroporosités.

### 4.3.2 Influence des paramètres procédés sur le déplacement des plis

Dans cette section, nous tentons d'identifier les paramètres qui influent sur le déplacement des plis. Au cours de l'étude bibliographique, nous avons identifié plusieurs paramètres susceptibles d'influer sur le déplacement des plis :

- La pression de compaction, qui est reliée au taux volumique de fibres (section 2.2).
- le type d'injection (pression imposée, débit imposé ou rampe de pression) et la valeur du paramètre d'injection, qui influe sur la sollicitation de la préforme au cours de l'injection

Cette liste est complétée par le type de ligature, paramètre spécifique à notre étude présenté à la section 2.1. Nous rappelons que la ligature est introduite pour maintenir la préforme pendant les étapes de préformage et d'injection. Elle est constituée d'un fil en polyester ou d'un élastique et assure un effort de maintien du tissu sur le mandrin. Expérimentalement, le déplacement des plis est mesuré grâce à la technique présentée à la section 4.2.4.3.

Pour identifier l'influence des paramètres que nous venons de citer, une série de huit tubes a été réalisée. En faisant varier les paramètres présentés ci-dessus. Les paramètres et les résultats sont présentés dans le tableau 4.3. Les serrages A et B correspondent à des façons différentes de réaliser les ligatures et conduisent donc à des efforts de serrage différents (faible pour le serrage A et fort pour le serrage B). Nous avons choisi de reporter le déplacement du premier pli, proche du seuil d'injection, car l'expérience montre qu'il se déplace le plus au cours de l'injection.

Notre premier constat est que la fraction volumique de fibres ne semble pas avoir d'influence sur le déplacement des plis. En effet, nous constatons que des préformes avec un fort taux de fibres initial ont vu leurs plis se déplacer alors que d'autres préformes avec un taux de fibres moindre n'ont vu aucun pli se déplacer.

Nous constatons aussi que le déplacement des plis ne survient que pour les injections à pression imposée. À débit imposé ou lors d'une injection avec une rampe de pression,

Paramètre procédé	$V_f$ (%)	Type de Ligature	Déplacement 1 <sup>er</sup> pli	
			Intérieur	Extérieur
$P_{inj} = 2$ bars	43	Fil polyester, serrage A	13 mm	8 mm
$P_{inj} = 3$ bars	41	Fil polyester, serrage A	5 mm	8 mm
$P_{inj} = 3$ bars	40	Fil polyester, serrage B	0 mm	0 mm
$P_{inj} = 3$ bars	33	Élastomère	–	11 mm
$P_{inj} = 2$ bars	33	Élastomère	0 mm	1 mm
$Q_{inj} = 7.10^{-3}$ l/min	39	Fil polyester, serrage A	0 mm	0 mm
$(\frac{\partial P}{\partial t})_{inj} = 270$ Pa/s	34	Fil polyester, serrage A	0 mm	0 mm
$(\frac{\partial P}{\partial t})_{inj} = 200$ Pa/s	42	Fil polyester, serrage A	0 mm	0 mm

TABLEAU 4.3: Paramètres et résultats sur le déplacement des plis.  $P_{inj}$  désigne une injection à pression imposée,  $Q_{inj}$  une injection à débit imposé et  $(\frac{\partial P}{\partial t})_{inj}$  une injection avec une rampe de pression

les plis ne se sont pas déplacés. À pression imposée, ce déplacement est d'ailleurs localisé dans le temps et dans l'espace. Spatialement, les plis positionnés près du seuil d'injection se déplacent le plus. Temporellement, les plis se déplacent le plus dans les premières secondes de l'injection.

Pour illustrer notre propos, nous prenons l'exemple d'un tube réalisé à une pression de trois bars et pour un serrage de ligature faible (ligature constituée de fil polyester). Nous remarquons que le déplacement total atteint 8 mm pour les plis proches du seuil d'injection (Figure 4.24). Plus les plis sont éloignés du seuil d'injection, plus le déplacement est faible. La décroissance est linéaire sur 60 millimètres. Au delà de 60 mm, les plis n'ont apparemment pas bougé (Figure 4.24).

Pour cette même injection, la figure 4.25 montre le déplacement des marqueurs sur l'extérieur du tube. Nous pouvons constater que ce déplacement intervient dans les vingt premières secondes de l'écoulement, ce qui est court par rapport au temps total de l'injection (de l'ordre de dix minutes).

Enfin, le serrage des ligatures semble avoir un rôle sur la tenue mécanique des préformes. En effet, en imposant un effort de serrage élevé, le déplacement des ligatures est nul.

Cette campagne d'essais nous permet de conclure que les paramètres d'injection et les paramètres de serrage des ligatures jouent un rôle important dans le déplacement de la préforme pendant l'injection. Ces deux points sont étudiés dans les paragraphes suivants.

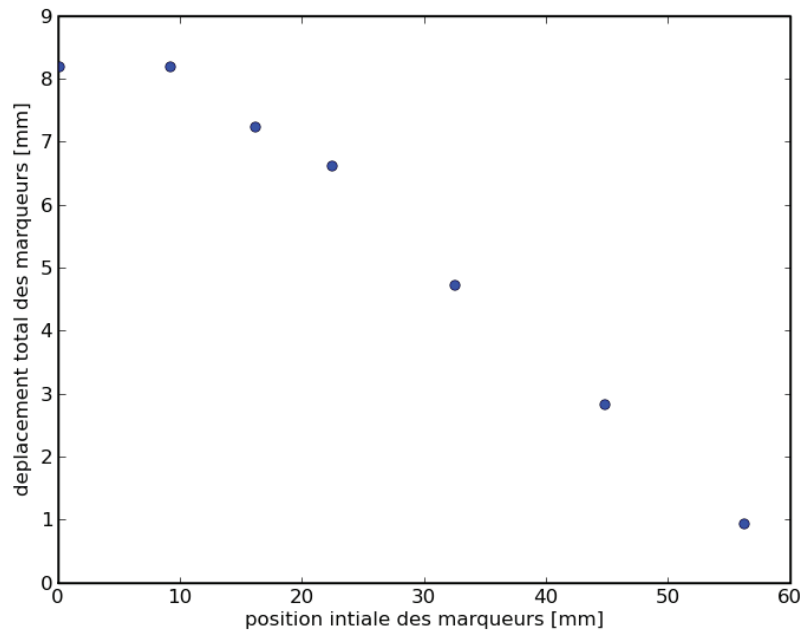


FIGURE 4.24: *Déplacement final des marqueurs*

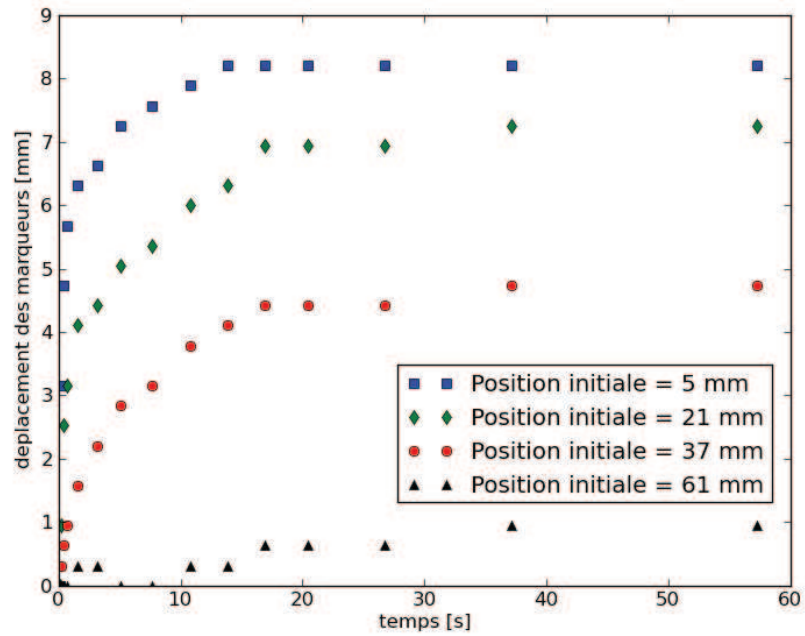


FIGURE 4.25: *Déplacement des marqueurs au cours du temps*

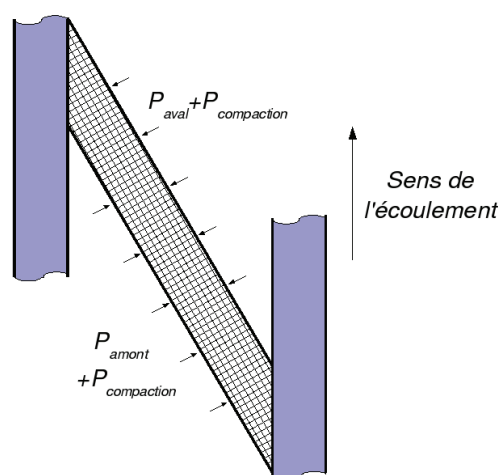


FIGURE 4.26: Bilan des forces appliqué au pli

**Effet des paramètres d'injection sur le déplacement des plis** Pour comprendre les phénomènes physiques conduisant au déplacement des plis, nous considérons un petit volume de préforme, proche du seuil d'injection, si bien qu'il a une face en contact avec le seuil d'injection. Nous avons choisi cette zone car elle est la plus sollicitée pendant la phase d'injection. Les efforts qui s'appliquent sur ce petit volume sont la pression de compaction et la pression du fluide en amont et en aval de ce petit échantillon (Figure 4.26). Nous négligeons l'effort exercé par les ligatures et les frottements avec l'outillage.

Nous allons considérer deux cas de figure : en début d'injection et un instant ultérieur où cet échantillon est saturé en résine.

Dans un premier temps, plaçons-nous en début d'injection, lorsque la résine arrive en contact avec la préforme. Nous distinguons deux cas de figure suivant que l'injection est à débit imposé ou à pression imposée :

- À pression imposée, la pression dans la résine est égale à la pression d'injection et cette pression impose un effort mécanique sur la préforme. Tant que la pression d'injection est inférieure à la pression de compaction, la préforme reste à l'équilibre. En revanche, si la pression d'injection est supérieure à la pression de compaction, la préforme n'est plus à l'équilibre et elle se déplace.
- À débit imposé, la pression dans le fluide est nulle. La préforme ne se déplace pas.

Reprenons nos deux cas de figure à un instant ultérieur, lorsque la zone considérée est entièrement saturée en résine.

- À pression imposée, la pression de fluide en amont est toujours égale à la pression d'injection. En revanche, la pression en aval augmente progressivement, au fur et à mesure que le front de résine se propage. La différence de pression est plus

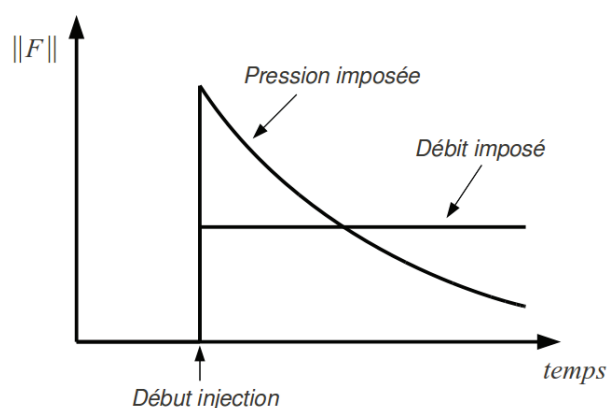


FIGURE 4.27: Graphes du gradient de pression au cours du temps pour différentes conditions d'injection

faible, si bien que ce petit volume est de moins en moins sollicité au cours du temps.

- À débit imposé, la pression en amont augmente. Néanmoins, la pression en aval augmente aussi. En fait, la différence de pression du fluide est due aux pertes de charges dans le milieu, c'est-à-dire à la perméabilité du milieu. La différence de pression est constante à débit imposé.

En considérant une différence de pression au travers d'un petit échantillon de préforme, la notion de gradient de pression est naturellement apparue dans notre raisonnement. D'ailleurs, en utilisant la loi de Terzaghi (Équation 4.2) et la relation d'équilibre, nous pouvons écrire :

$$\vec{\nabla} \cdot \bar{\sigma} = \vec{F} \quad (4.17)$$

où  $\vec{F} = -\vec{\nabla}P$  est le gradient de pression de l'écoulement. Nous voyons donc que le gradient de pression apparaît comme une force volumique s'exerçant sur la préforme. Suivant les conditions d'injection et pour un écoulement 1D, la norme du gradient vaut :

$$\|\vec{F}\| = \begin{cases} -\frac{P_{inj}}{L} & \text{à pression imposée} \\ -\frac{k}{\mu} \frac{Q_{inj}}{S} & \text{à débit imposé} \end{cases} \quad (4.18)$$

À débit imposé, le gradient de pression est constant alors qu'à pression imposée, le gradient de pression est très fort en début d'injection et se réduit progressivement, comme illustré sur la figure 4.27. Cette analyse du gradient de pression correspond à nos observations expérimentales et permet d'expliquer pourquoi les plis se déplacent fortement en début d'injection, pour les plis localisés à proximité du seuil d'injection et uniquement pour des injections à pression imposée.

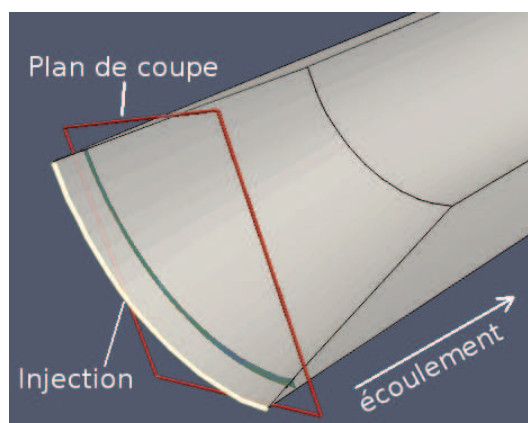


FIGURE 4.28: *Plan de coupe situé à 4mm du seuil d'injection pour l'observation du gradient de pression*

L'estimation du gradient de pression est donc un bon estimateur pour traiter du déplacement des plis. En revanche, le déplacement des plis, qui dépend aussi du comportement en compaction de la préforme ne peut pas être quantifié par cette méthode car nous ne disposons pas de la loi de comportement de la préforme. Le comportement mécanique des renforts à fibres longues est d'ailleurs très difficile à caractériser (section 2.2), en particulier pour notre application où les plis sont inclinés et maintenus par des ligatures.

Nous nous servons de ce gradient de pression pour réaliser des comparatifs entre différentes injections grâce à l'outil de simulation 3D de la phase d'injection mis en œuvre au chapitre 3. Nous simulons une injection de résine polyester (de viscosité 0,1 Pa.s) à pression imposée de 1 bar. Le gradient de pression est observé dans une zone très proche du seuil d'injection (où le gradient de pression est fort en début d'injection) sans pour autant considérer les nœuds trop proches car le gradient de pression est théoriquement infini en début d'injection au niveau du seuil. Nous avons choisi de calculer le gradient de pression à une distance de 4 mm du seuil.

Pour l'estimation du gradient de pression, une petite difficulté est apparue. Nous observons des oscillations entre les différents nœuds adjacents, dont l'origine est purement numérique. Les fonctions de forme des éléments utilisés sont linéaires pour le calcul du champ de pression et le gradient de pression est donc constant sur chaque élément. Le logiciel *Paraview* assure le post-traitement aux nœuds, par une interpolation. Cette chaîne de post-traitement provoque des oscillations qui n'ont pas de réalité physique.

Pour pallier à ces variations (purement numériques), nous avons choisi de moyenniser le gradient de pression sur plusieurs nœuds du maillage, en l'occurrence tous les nœuds compris dans le plan de coupe situés à 4 mm du seuil (Figure 4.28).



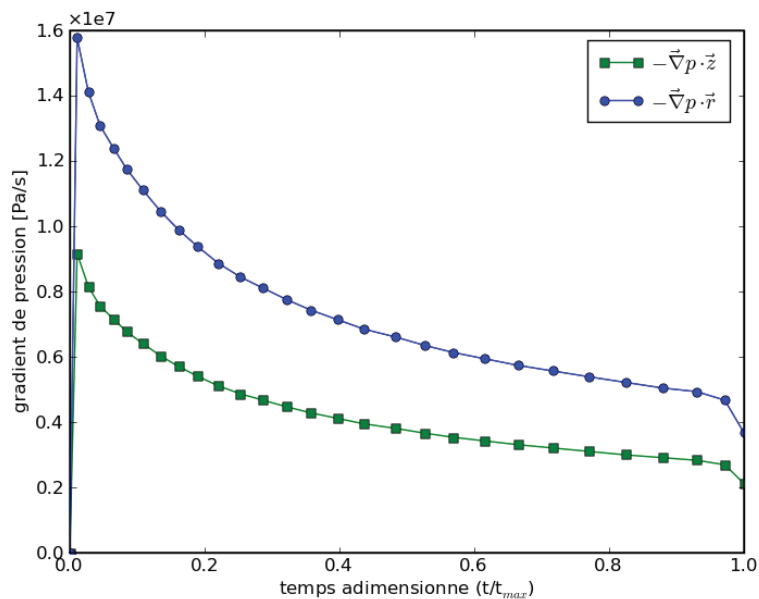


FIGURE 4.29: Composantes radiales et longitudinales du gradient de pression issues de simulations numériques

Le graphique 4.29 montre les composantes radiales et longitudinales du gradient de pression au cours du temps, pour une injection à pression imposée (1 bar). L'allure des courbes de gradient de pression simulées est assez satisfaisante car nous retrouvons bien la décroissance, prédite par le modèle 4.18. Les composantes radiales et longitudinales du gradient de pression sont positives. Pour le gradient longitudinal, cela signifie que les plis vont se déplacer vers le haut. Pour le gradient radial, cela signifie que les plis vont être déplacés vers le contre-moule. Nous avons choisi de présenter le temps sous une forme adimensionnée par le temps total de la simulation conformément aux conclusions présentées à la section 3.4.2.6.

Les valeurs des composantes radiales et axiales du gradient de pression vont servir de référence pour les nouvelles solutions d'injection que nous proposerons par la suite.

**Effet des paramètres de ligaturage sur le déplacement des plis** Nous allons chercher les paramètres des ligatures impliqués dans le déplacement des plis.

Les ligatures imposent un effort radial de serrage sur le tissu, que nous présenterons sous la forme d'une pression linéique de serrage (notée  $p_l$ ). L'adhérence du tissu sur le mandrin permet de transformer cet effort radial en effort longitudinal, s'opposant au déplacement des plis. La pression de serrage des ligatures est l'élément conditionnant la tenue mécanique par les ligatures.

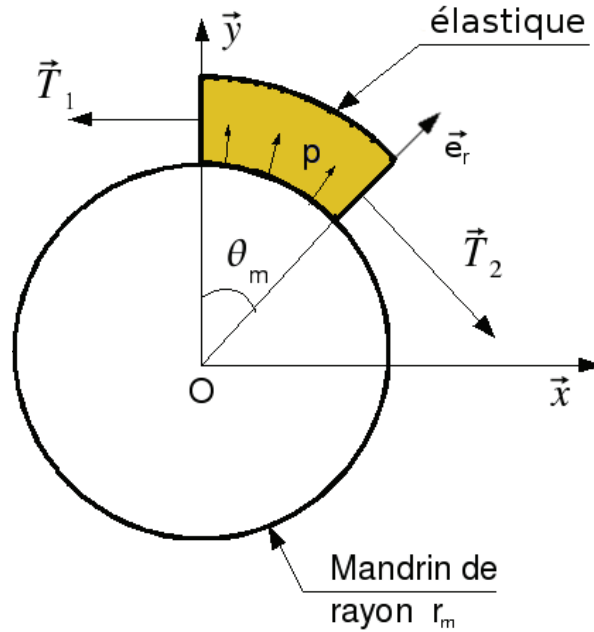


FIGURE 4.30: Les actions s'exerçant sur une ligature enroulée autour du mandrin

Supposons que les ligatures se comportent comme des ressorts circulaires de raideur  $k$  et de longueur à vide  $2\pi r_0$ ,  $r_0$  étant le rayon de l'élastique en l'absence de tension. Lorsque cet élastique est enroulé autour du mandrin de rayon (noté  $r_m$ ), la tension dans l'élastique (notée  $T$ ) vaut :

$$T = 2\pi k(r_m - r_0) \quad (4.19)$$

La pression de serrage est ensuite déterminée en faisant le bilan des forces appliquées à une portion de ligature, d'angle  $\theta_m$  (Figure 4.30) :

- Les tensions  $\vec{T}_1$  et  $\vec{T}_2$  de part et d'autre du fil polyester. Nous supposons que  $\|\vec{T}_1\| = \|\vec{T}_2\| = T$
- La réaction  $\vec{F}$  du mandrin sur le fil polyester. Nous écrivons la réaction du mandrin sur le fil polyester sous la forme d'une pression linéique  $p_l$  [N/m]. Nous avons donc  $\vec{F} = \int_0^{\theta_m} p_l r_m \vec{e}_r d\theta$ .

Le principe fondamental de la statique appliqué à la ligature nous donne :

$$\vec{T}_1 + \vec{T}_2 + \int_0^{\theta_m} p_l r_m \vec{e}_r d\theta = 0 \quad (4.20)$$

Nous projetons l'équation 4.20 sur l'axe  $O\vec{y}$  de la figure 4.30 et en intégrant nous trouvons :

$$p_l = \frac{T}{r_m} = 2\pi k \left(1 - \frac{r_0}{r_m}\right) \quad (4.21)$$

Au cours de ce paragraphe, nous avons identifié les paramètres impliqués dans le serrage des ligatures. Ces paramètres sont la raideur de la ligature ( $k$ ), et le rapport

entre le rayon initial de la ligature et le rayon du mandrin ( $r_0/r_m$ ). Il faudrait ajouter un troisième paramètre, le coefficient d'adhérence de la gaine sur le mandrin car l'adhérence est aussi un phénomène impliqué dans le déplacement des plis.

Ce modèle est très bien adapté lorsque les ligatures élastiques sont utilisées. Il est un peu moins bien réaliste lorsque les ligatures sont constituées de fils polyester. Cette paramétrisation ouvre de nouvelles pistes de réflexions pour l'optimisation du procédé. Néanmoins, ces travaux souffrent d'un manque de validation expérimentale, qui n'a pas été réalisée dans ces travaux.

### 4.3.3 Homogénéité de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube

Au cours de la campagne à pression imposée, des mesures de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube ont été menées. Ces mesures sont basées sur les mesures de densités, dont la procédure est présentée au paragraphe 4.2.4.4. Nous avons identifié deux effets pouvant générer une fraction volumique de fibres variable.

Le premier est le déplacement des plis pendant la phase d'injection. Ce déplacement génère des zones sans renfort près du seuil d'injection (non représentées sur la figure 4.31) et recompacte la zone immédiatement au dessus. Ce phénomène provoque un taux de fibres plus élevé en bas du tube mais ne permet pas d'expliquer que le haut du tube ait une fraction volumique de fibres inférieure à la fraction volumique de fibres moyenne ( $\approx 40\%$ ).

Le second effet identifié est un déplacement des plis pendant la fermeture de moule. En effet, le contre-moule est introduit par le haut, puis il est centré sur la préforme avant d'assurer le centrage final par rapport à l'outillage. Suivant la tenue mécanique de la préforme et de la qualité du préformage (diamètre extérieur de la préforme), les plis sont parfois déplacés vers le bas lors de la phase de centrage sur la préforme. Ce déplacement compacte les plis du bas, proches du seuil d'injection, réduit le taux de fibres en haut du tube. En particulier, des difficultés ont été constatées lorsque les préformes sont légèrement plus larges que le diamètre intérieur du contre-moule.

Le résultat de ces mesures est présenté sur la figure 4.31 et nous pouvons observer une chute de la fraction volumique de fibres sur la hauteur du tube. Les mesures de densité réalisées sur les pièces composites montrent une même tendance. La fraction volumique de fibres du premier tiers de tube est très compacté et homogène. De même, le dernier tiers est homogène mais faiblement compacté. Sur la partie centrale du tube, la variation de taux de fibres est pratiquement linéaire. Ce constat a inspiré le modèle

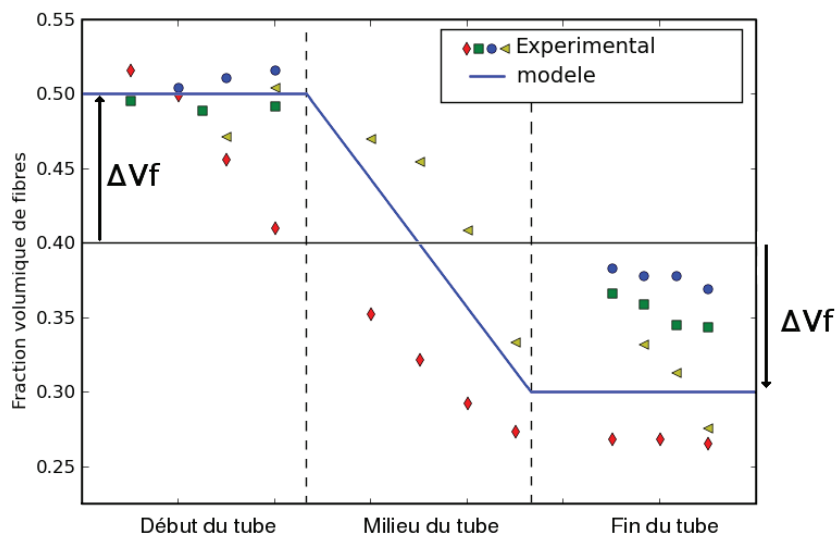


FIGURE 4.31: Fraction volumique de fibres pour la campagne d'essais à pression imposée

que nous proposons :

$$V_f(z) = \begin{cases} v_{f\text{process}} + \Delta v_f & \text{si } z \in [0, L/3] \\ \frac{-6z}{L} \Delta v_f + v_{f\text{process}} + 3\Delta v_f & \text{si } z \in [L/3, 2L/3] \\ v_{f\text{process}} - \Delta v_f & \text{si } z \in [2L/3, L] \end{cases} \quad (4.22)$$

Ce modèle présente l'avantage d'être simple et d'avoir un seul paramètre. On note que la fraction volumique de fibres moyenne sur la pièce est la même quelque soit le paramètre  $\Delta v_f$ .

Le déplacement des plis pendant l'injection permet d'expliquer la fraction volumique de fibres élevée près du seuil d'injection mais pas le faible taux de fibres en haut du tube, proche de l'événement de sortie. Pour cette raison, il nous paraît probable que cette hétérogénéité du taux de fibres soit due à la fermeture du moule. Nous en concluons que le centrage du contre-moule par rapport à la préforme est une étape à éviter. La fermeture de moule est probablement une étape à reconcevoir, par exemple en utilisant des demi-coquilles pour le contre-moule.

#### 4.3.3.1 Voies d'amélioration du procédé

Plusieurs types de défauts ont été traités au cours de l'étude bibliographique et des différentes campagnes d'essais, comme les porosités et le déplacement des plis à

l'injection et à la fermeture du moule. Les conclusions pour ces défauts sont rappelées puis confrontées.

Lors de la fermeture du moule, nous avons montré que les plis pouvaient être déplacés vers le bas et générer une fraction volumique de fibres hétérogène sur la hauteur. Nous avons montré que la façon de fermer le moule était à reconsidérer.

Au cours de l'étude bibliographique, plusieurs solutions génériques ont été proposées pour réduire les porosités. En amont de l'injection, nous préconisons de dégazer la résine, si la résine ne contient pas trop de solvants légers et de limiter la quantité des raccords en amont du moule. Nous pourrions aussi utiliser le vide ou laisser s'écouler la résine en fin d'injection. L'application d'une contre-pression est simple à mettre en œuvre et a montré des résultats intéressants. Son usage est vivement recommandé pendant la polymérisation.

Enfin, l'étude basée sur le nombre capillaire modifié montre que la pression d'injection doit être de l'ordre de 30 bars pour ne pas générer un minimum de bulles pendant l'écoulement.

Quelques idées ont été présentées pour limiter la déformation des préformes pendant la phase d'injection. La première solution est de limiter la pression d'injection ou le débit à l'injection. Pour notre application, nous avons montré que les ligatures ont un rôle très important dans la tenue des préformes à l'injection. En augmentant le serrage de celles-ci, le déplacement des préformes peut être limité. Par exemple, nous pouvons augmenter la raideur de l'élastique ou diminuer le rayon initial de l'élastique.

Nous pouvons aussi modifier l'écoulement de résine pour que le déplacement des plis soit moins problématique, en suivant l'idée de Han *et al.* [133]. Par exemple, nous pouvons modifier l'écoulement en utilisant des milieux drainants qui vont modifier la nature de l'écoulement. La figure 4.32 montre des exemples d'utilisations de drainants.

La dernière solution consiste à augmenter la pression de compaction. Dans notre cas, le préformage pratiqué aujourd'hui n'autorise pas des pressions de compaction très élevées. De plus, le taux volumique de fibres moyen est imposé par le cahier des charges et conditionne la pression de compaction. Nous ne pouvons pas jouer sur la pression de compaction pour limiter le déplacement des plis à l'injection.

Le tableau 4.4 regroupe toutes les solutions proposées et leur influence sur la porosité et le déplacement des plis. Certaines solutions ont une influence globalement positive sur les deux types de défauts et leur utilisation est vivement recommandée. Il

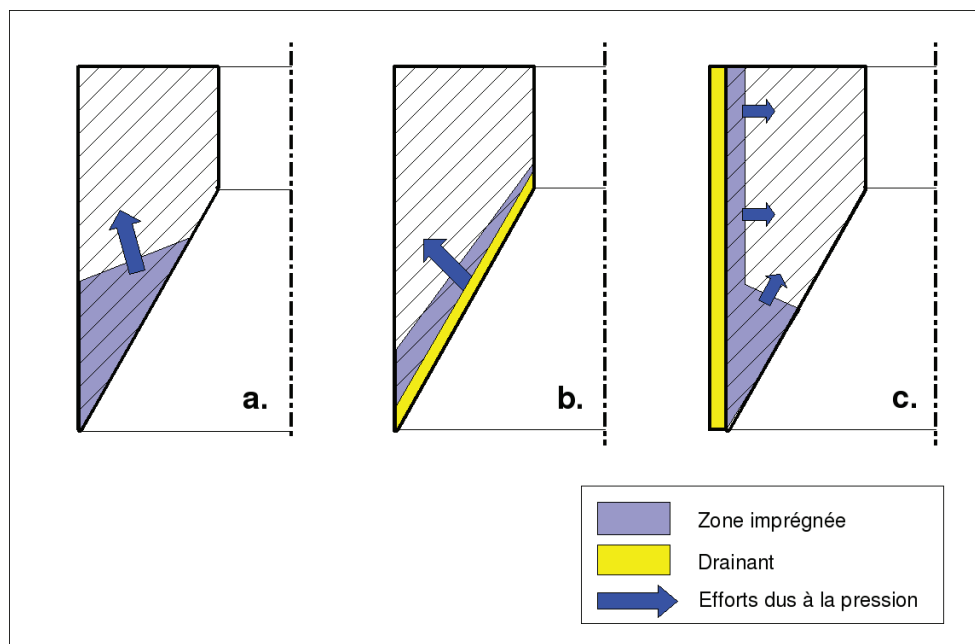


FIGURE 4.32: **a.** condition d'injection pratiquée aujourd'hui ; **b.** et **c.** : exemples utilisant des drainants pour limiter le mouvement des plis

Solutions		Porosité	Déplacement
Dégazage de résine	↗	✓ (suivant résine)	0
Limitation de raccords	↗	✓	0
Utiliser le vide	↗	✓	0
Laisser s'écouler la résine	↗	✓	0
Application d'une contre-pression	↗	✓	✗ (si trop fort)
Pression d'injection	↗	✓	✗
	↘	✗	✓
Changer la configuration d'injection		Suivant le cas	
Serrage des ligatures	↗	0	✓
	↘	0	✗

TABLEAU 4.4: Tableau récapitulatif des solutions pour augmenter la qualité de la pièce. ✓ signifie que l'influence est positive, ✗ que l'influence est néfaste et 0 que la solution n'a pas d'incidence sur le défaut

s'agit du dégazage de résine, de la limitation de raccords, de l'utilisation du vide ou d'une contre-pression et d'augmenter l'effort de serrage des ligatures.

En revanche, d'autres solutions ont une influence néfaste sur un défaut et positive sur un autre défaut. Par exemple, en augmentant la pression d'injection, la porosité va être réduite mais le déplacement des plis sera plus important. À l'inverse, une pression plus faible réduira le déplacement des plis mais augmentera le taux de porosité. Il paraît donc illusoire de chercher la pression d'injection optimale qui satisfasse à la fois à une réduction de la porosité et qui minimise le déplacement des plis. Il paraît donc nécessaire d'imaginer des nouvelles configurations d'injection. Cette solution paraît d'autant plus nécessaire que la fermeture du moule est une étape à reconcevoir pour limiter le déplacement des plis.

Nos différentes idées répondant à ce triple objectif sont présentées dans la section suivante.

## 4.4 Optimisation de la phase d'injection du procédé

Le procédé que nous avons utilisé à la section précédente présente de nombreux inconvénients pour l'application envisagée. Ces défauts sont le déplacement des plis à la fermeture du moule et pendant la phase d'injection. Même si la porosité des pièces réalisées a donné satisfaction par rapport au critère industriel, nous allons aussi chercher à maîtriser le taux de porosités dans cette phase d'optimisation du procédé.

Nous allons proposer deux nouvelles solutions d'injection, qui ont été imaginées pour être plus satisfaisantes sur les trois critères que nous venons d'évoquer.

La section précédente nous a permis de comprendre les phénomènes impliqués dans la génération de défauts et nous avons mis en place des critères pour prédire l'apparition des défauts. L'analyse des porosités est basée sur l'étude du nombre capillaire modifié. L'analyse du déplacement des plis, est basée sur l'étude du gradient de pression. Nous nous servons des résultats présentés sur la figure 4.29 comme d'une référence. L'estimation du risque de déplacement des plis pour les nouvelles solutions d'injection est réalisée en comparant la valeur du gradient de pression par rapport au cas de référence. La démarche que nous adoptons est de tester les nouvelles solutions d'injection par rapport aux critères que nous avons mis en place, grâce à la simulation ou à des modèles analytiques. Si les critères sont respectés, les solutions sont ensuite mises en œuvre expérimentalement.

### 4.4.1 Injection radiale

La première solution que nous présentons est une injection radiale. Cette solution reprend le concept présenté sur la figure 4.32b. Elle consiste à générer un écoulement préférentiel autour de la préforme car le contre-moule n'est plus en contact direct avec la préforme. Cet espace vide, sans renfort, est directement relié au seuil d'injection, et se remplit instantanément au moment de l'injection. La préforme est ensuite imprégnée plus ou moins radialement. L'imprégnation de la préforme se fait dans le sens des plis, et non en transverse comme dans la solution initiale. Cette solution devrait augmenter la vitesse de l'écoulement et ainsi générer moins de porosités.

Le moule par injection radiale est présenté au paragraphe 4.2.2.3.

#### 4.4.1.1 Modélisation du procédé

La modélisation du procédé est basée sur deux outils. Le premier est une analyse basée sur le nombre capillaire. Le second est une analyse de l'écoulement grâce à des simulations 3D.

**Analyse basée sur le nombre capillaire modifié** L'écoulement de la résine a été décrit au paragraphe 4.2.2.3 et rappelé dans le paragraphe précédent. Dans ce paragraphe, nous réalisons une étude basée sur le nombre capillaire modifié pour estimer les paramètres d'injection adaptés à notre étude.

À pression imposée, l'expression du nombre capillaire est inchangée pour cette nouvelle configuration (Équation 4.15). Néanmoins, comme les conditions d'injection changent, les valeurs des paramètres sont différentes. En particulier, la longueur parcourue par la résine est de 30 mm au maximum (*i.e.* longueur d'un pli) et la perméabilité du renfort est beaucoup plus élevée car nous avons supposé que l'injection se faisait essentiellement dans la direction des plis et nous utilisons la composante planaire du tenseur de perméabilité.

À débit imposé, l'expression du nombre capillaire est modifiée car la surface du seuil d'injection est différente :

$$Ca^* = \frac{\mu}{\gamma \cos(\theta)} \frac{Q_{inj}}{2\pi r_{cm} H} \quad \text{à débit imposé} \quad (4.23)$$

Les valeurs des paramètres sont :



avec	$H$	La hauteur de la préforme ( $\approx 30$ cm)
	$r_{cm}$	le rayon extérieur ( $=27$ mm)
	$\gamma$	la tension de surface [N/m]
	$\theta$	l'angle de mouillabilité entre la résine, l'air et le renfort
	$Q_{inj}$	le débit d'injection [ $m^3/s$ ]
	$\mu$	la viscosité de la résine [Pa.s]

Pour cette nouvelle configuration et avec ce jeu de paramètres, nous traçons le diagramme de processabilité, visible sur la figure 4.33. La première remarque est que les pressions nécessaires sont beaucoup plus faibles, la gamme des pressions « utilisables » est inférieure à 3 bars. Il semble que la pression d'injection optimale soit d'environ 0,5 bar.

À débit imposé, Nous trouvons un débit compris entre  $4,8 \cdot 10^{-5}$  m<sup>3</sup>/s et  $4,8 \cdot 10^{-4}$  m<sup>3</sup>/s, soit un débit compris entre 2,9 l/min et 29 l/min. La pression en fin d'injection est respectivement de 0,3 bar et 3,1 bars pour ces deux débits respectivement.

Nous avons utilisé les mesures de la perméabilité planaire présentées au paragraphe 3.3.3.3, pour l'estimation de la perméabilité. Au cours du chapitre 3, nous avons émis l'hypothèse que ces valeurs sont environ deux fois trop élevées par rapport à ce qui est constaté expérimentalement. De plus, nous avons fait l'hypothèse que l'écoulement est purement planaire. Il est probable qu'une composante transverse de l'écoulement existe et que l'écoulement soit plus lent que prévu.

En conséquence, il est probable que la pression optimale réelle soit supérieure à 0,5 bar. Néanmoins, cette approche analytique est intéressante car elle montre qu'une modification du schéma d'injection peut conduire à la réalisation de pièces de meilleure qualité.

**Simulation 3D** Le modèle que nous utilisons est construit à partir du modèle présenté au chapitre 3, pour des plis parfaitement coniques et une fraction volumique de fibres homogène dans l'épaisseur du tube. Sur ce nouveau modèle (Figure 4.34), une couche d'élément a été ajoutée sur l'extérieur du tube, avec des propriétés de milieu drainant (*i.e.* un milieu de perméabilité très élevée et de fraction volumique de fibres très faible).

La simulation a été réalisée dans les mêmes conditions que pour l'injection par le bas, présentée à la section 4.3.2. Nous simulons une injection de résine polyester, de viscosité 0,1 Pa.s à une pression imposée de 1 bar. Le modèle est constitué de 11 500 nœuds et 58 000 éléments.

La simulation montre que le drainant se remplit entièrement de résine puis que les plis sont imprégnés radialement. Le résultat de la simulation du remplissage est

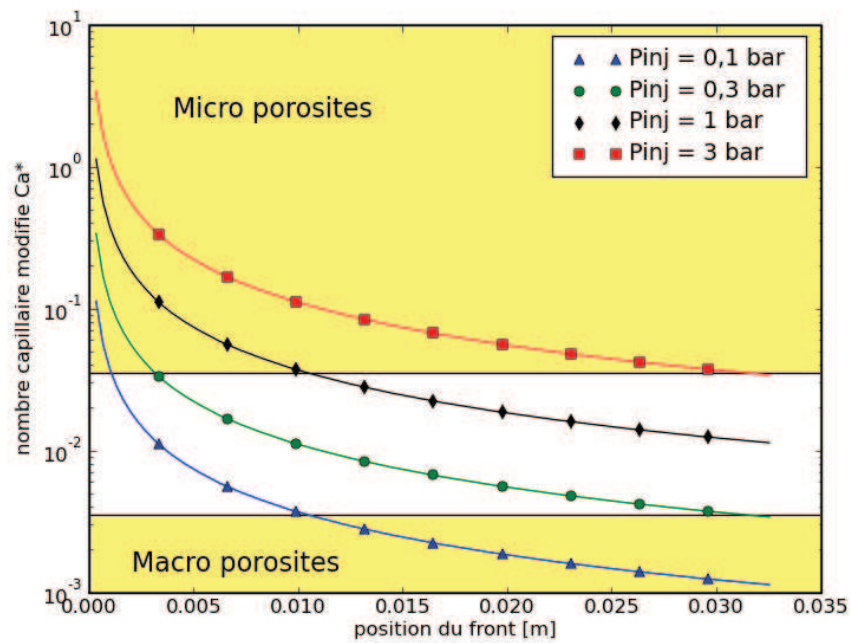


FIGURE 4.33: Nombre capillaire modifié en fonction de la position du front à pression imposée pour la solution avec canal préférentiel

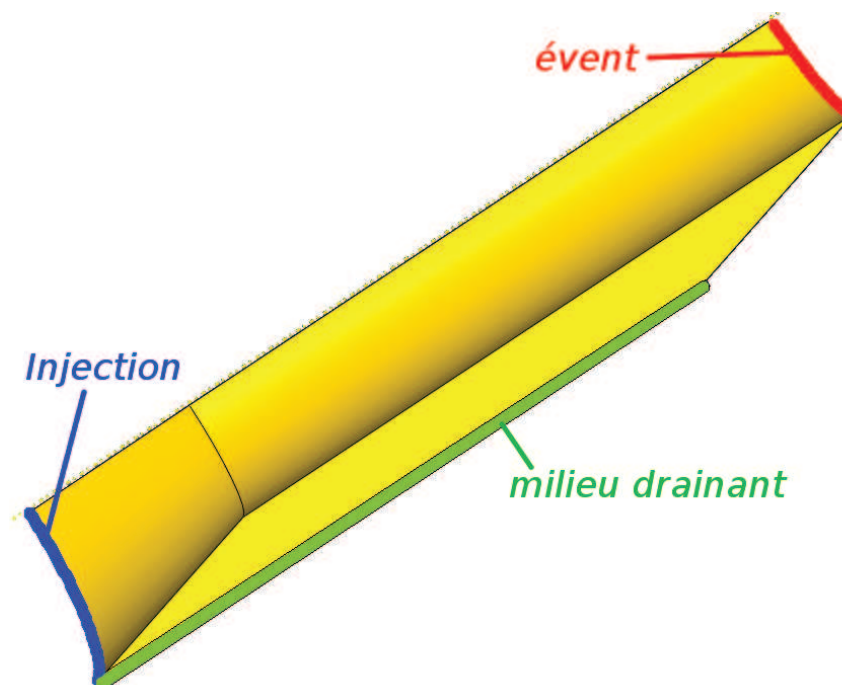


FIGURE 4.34: Modèle utilisé pour simuler une injection radiale

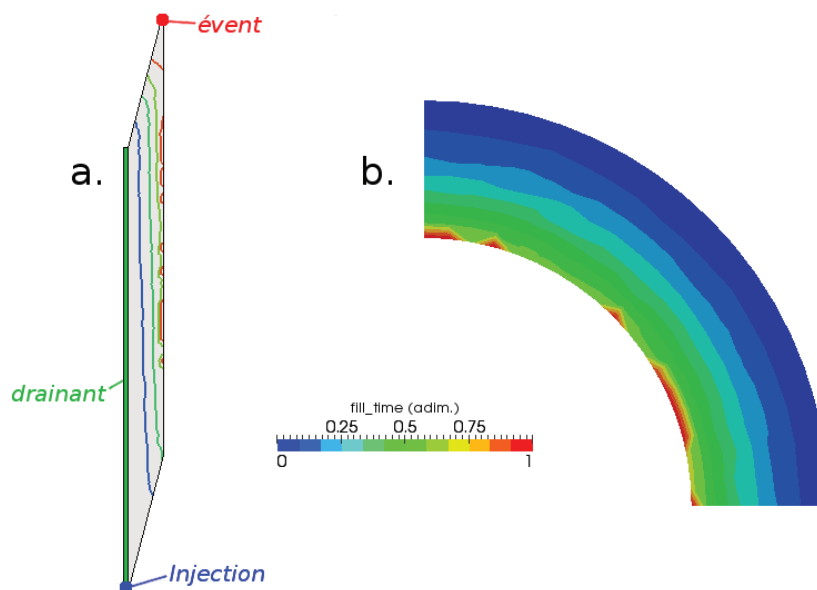


FIGURE 4.35: Position du front au cours du temps pour l'injection radiale. **a.** dans un plan de coupe longitudinale. **b.** dans un plan de coupe transverse (b.)

présenté sur la figure 4.35. La position du front de résine est présentée sous la forme d'un temps adimensionné. Cette simulation montre que le remplissage est quasiment radial car le front de résine est presque parallèle à l'axe du tube (Figure 4.35a.).

Cette simulation du remplissage montre aussi qu'il y a un risque d'apparition de zones sèches le long du mandrin. En effet, nous voyons que le front de résine enferme des zones sèches lors de l'injection qui ne peuvent pas être évacuées vers l'évent. Il y a donc un risque que cette zone soit moins bien imprégnée par la résine ou que le taux de porosité de cette zone soit plus élevé. Ce constat n'est pas dérangeant, comme la zone intérieure du tube est prévue pour être usinée (Chapitre 1).

Le déplacement des plis est aussi estimé à partir des simulations en calculant le gradient de pression. La figure 4.36 montre la composante longitudinale du gradient de pression pour l'injection radiale. Cette composante du gradient de pression est un indicateur du déplacement des plis. Pour cela nous allons comparer qualitativement le gradient de pression pour cette nouvelle configuration avec le gradient de pression estimé dans le cas de l'injection par le bas, considéré comme notre cas de référence.

La composante longitudinale du gradient de pression est plus faible pour le cas de l'injection radiale. Nous en déduisons que la préforme est moins sollicitée dans le sens axial, que pour la solution de référence et donc que le risque de déplacement des plis est plus faible. Notons que les résultats des simulations ont été adimensionnés par le temps de remplissage pour l'injection par le bas.

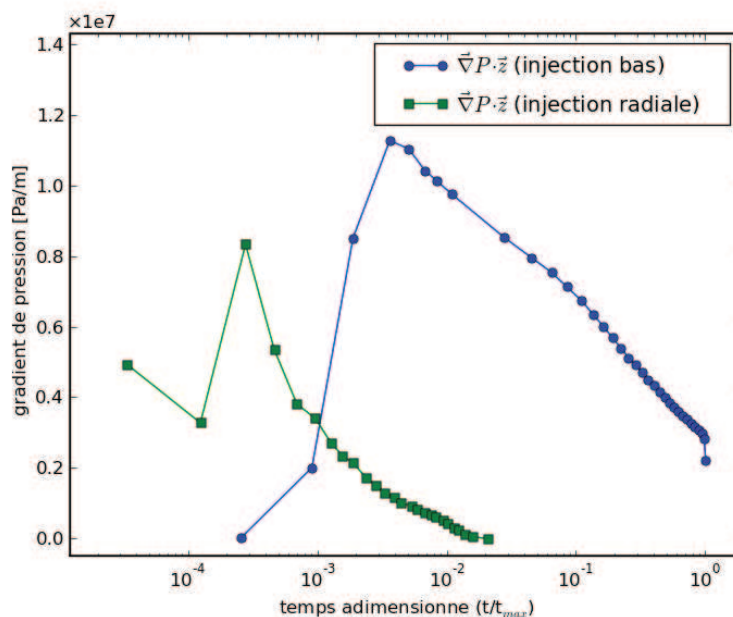


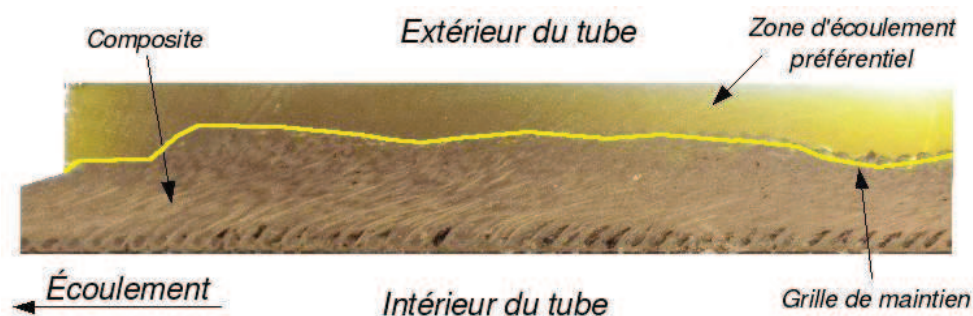
FIGURE 4.36: Gradient de pression axial simulé, comparé au gradient de pression axial avec une injection par le bas

L'étude en simulation montre que cette solution est adaptée à la réalisation de protections thermiques, à pression imposée et pour des pressions relativement faibles. Les plis ne sont plus déplacés à la fermeture du moule car il n'y a plus de frottement entre la préforme et le contre-moule. L'amplitude du gradient de pression axial est plus faible pour l'injection radiale et le temps de sollicitation est plus court. Nous en déduisons que le risque de voir les plis se déplacer est plus faible.

Ce procédé est validé par les critères que nous avons mis en place. La mise en œuvre expérimentale est présentée dans la section suivante.

#### 4.4.1.2 Mise en œuvre expérimentale du procédé

Le procédé par injection radiale a été mis en œuvre expérimentalement, à une pression imposée de 1 bar et avec une résine polyester injectée à la température ambiante. La pression optimale déterminée par l'analyse du nombre capillaire modifié donne une pression d'injection optimale de 0,5 bar qui nous semble sous-estimée. Pour cette raison, nous avons choisi d'injecter à une pression de 1 bar. Une grille souple est ajoutée autour de la préforme pour lui donner un peu plus de rigidité et éviter qu'elle ne se déforme au moment de l'injection. Après la phase de polymérisation, la pièce est coupée dans le sens longitudinal.


 FIGURE 4.37: *Coupe longitudinale d'un tube réalisé par injection radiale*

Sur la figure 4.37, nous observons que les plis ne se sont pas déplacés et que le taux de porosité est très faible (hors boucles sur l'intérieur du tube). Seules quelques macro-porosités sont visible dans le composite. Nous remarquons aussi que les boucles sur l'intérieur du tube ne sont pas bien imprégnées, sauf au niveau de l'évent de sortie. Notons que ce résultat (boucle mal imprégnées sauf au niveau de l'évent de sortie) avait été prédit par la simulation numérique.

En revanche, on note que la frontière (renforcée en jaune sur la figure 4.37) entre la partie extérieure (résine) et la partie intérieure (composite) n'est pas parfaitement cylindrique. Le fait que le renfort ne soit pas maintenu sur l'extérieur fait que la disposition géométrique des plis n'est pas assurée.

Pour ces raisons, nous proposons la solution suivante.

#### 4.4.2 Injection par des rainures dans le moule

Le moule à rainures est une évolution de la solution précédente. Des canaux sont aménagés dans le contre-moule de façon à imprégner les plis de la préforme dans le sens planaire. Contrairement au cas précédent, la préforme est maintenue sur son pourtour par le contre-moule. Par cette solution, nous espérons avoir un mode d'imprégnation équivalent au cas précédent, avec une qualité de pièce identique (en termes de porosités et de déplacement de plis) tout en maintenant la disposition géométrique des plis sur l'extérieur du tube.

Le moule à rainures est présenté au paragraphe 4.2.2.4. Les rainures aménagées dans les parois du moule sont reliées au seuil d'injection et se remplissent instantanément au début de l'injection. Les plis sont alors imprégnés dans leur sens longitudinal.

Le contre-moule est réalisé en deux demi-coquilles afin de limiter le déplacement des plis à la fermeture du moule et pendant l'injection. À la fermeture du moule, les

demi-coquilles se referment sur la préforme latéralement, contrairement aux solutions précédentes où le contre-moule était introduit par le haut. Cette solution limite le contact entre la préforme et le contre-moule au moment de la fermeture et présente l'avantage d'assurer une compaction et de maintenir la disposition des plis.

Pour cette solution, seuls les canaux devront être usinés après le démoulage de la pièce.

#### 4.4.2.1 Modélisation du procédé

De même que pour l'injection radiale, nous présentons une analyse basée sur le nombre capillaire modifié et sur des simulations 3D.

**Analyse basée sur le nombre capillaire modifié** L'analyse basée sur le nombre capillaire est un peu plus délicate à mener que pour le cas précédent où l'écoulement est complètement radial. Néanmoins, l'imprégnation de la préforme se fait essentiellement dans le sens des plis et la longueur de parcours de la résine du même ordre de grandeur que pour l'injection radiale. La vitesse d'avancée du front de résine est probablement du même ordre de grandeur.

En première approximation, nous supposons que la pression d'injection optimale est de l'ordre de 1 bar comme pour le cas précédent.

**Simulation 3D** Le modèle que nous utilisons est construit à partir du modèle présenté au chapitre 3. Sur ce nouveau modèle (Figure 4.38), la forme du seuil d'injection a été modifiée pour y intégrer les canaux de drainage. Cela revient à faire l'hypothèse que les canaux se remplissent instantanément de résine, ce qui est une hypothèse réaliste. Néanmoins, le cas diffère des cas précédents car l'imprégnation n'est plus axisymétrique. Or, nous avons fait l'hypothèse que la perméabilité planaire est isotrope, ce qui est commode et qui n'a pas de conséquence tant que l'écoulement est axisymétrique. Dans le cas que nous traitons, cette hypothèse simplificatrice devrait être corrigée prochainement, ce que nous renvoyons en perspectives de ces travaux.

Les conditions simulées sont une injection de résine polyester (de viscosité 0,1 Pa.s) à une pression de 1 bar. Ces conditions opératoires sont les mêmes que pour les injections précédentes. Le modèle est constitué de 10 700 nœuds et 53 000 éléments.

Les résultats des simulations sont présentés sur les figures 4.39 et 4.40 montrant respectivement la position du front de résine au cours du temps sur la simulation 3D et dans un plan de coupe perpendiculaire à l'axe du tube à une hauteur de 7 cm.

Les simulations du remplissage montrent qu'il y a un risque d'apparition de zones sèches le long du mandrin, mais aussi dans les plans situés à 45° par rapport aux canaux d'injection, à l'endroit où les fronts de résine provenant des différents canaux se

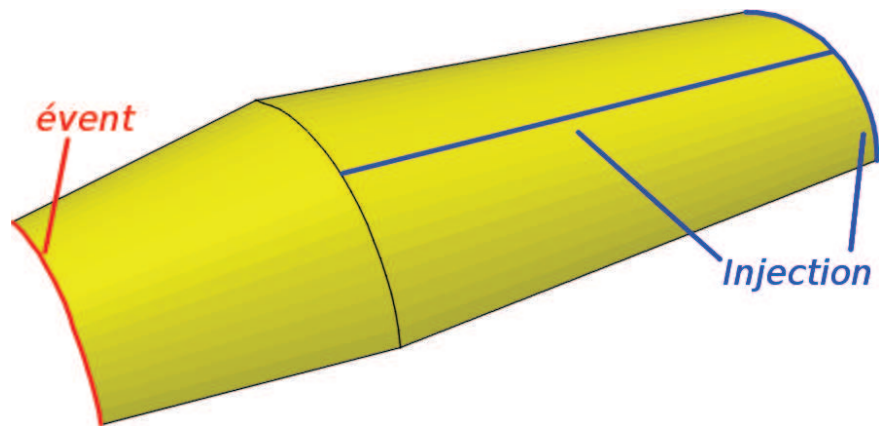


FIGURE 4.38: Modèle utilisé pour simuler une injection dans le moule à rainures

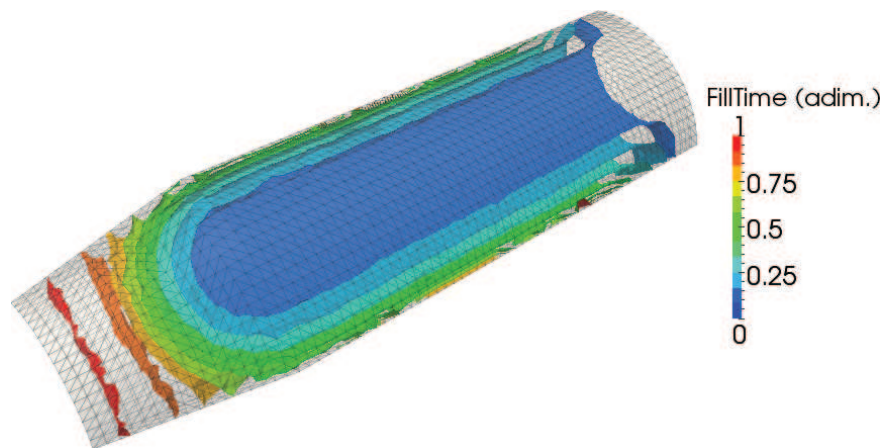


FIGURE 4.39: Position du front au cours du temps (adimensionné) pour l'injection avec le moule à rainures

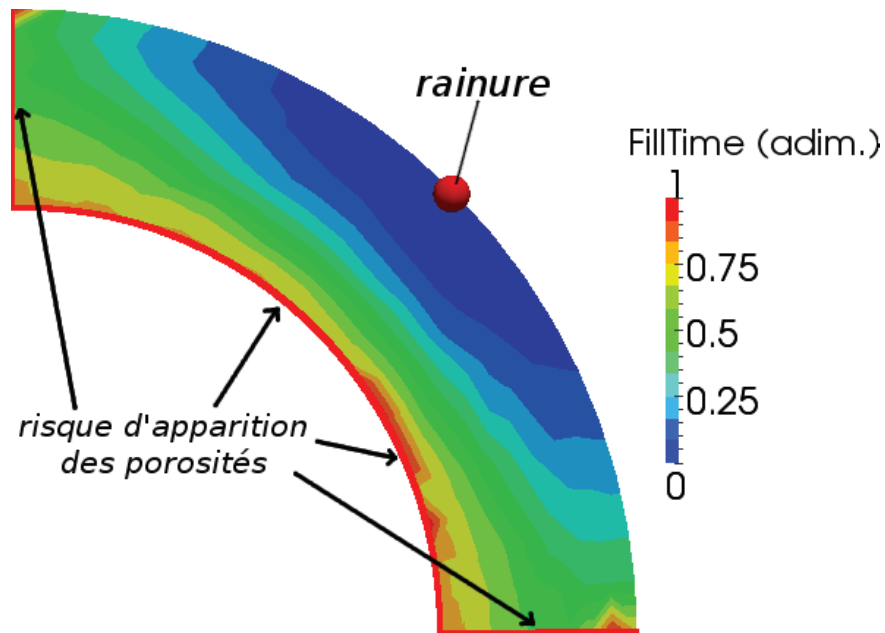


FIGURE 4.40: Position du front au cours du temps (adimensionné) pour l'injection avec le moule à rainures observé dans un plan de coupe

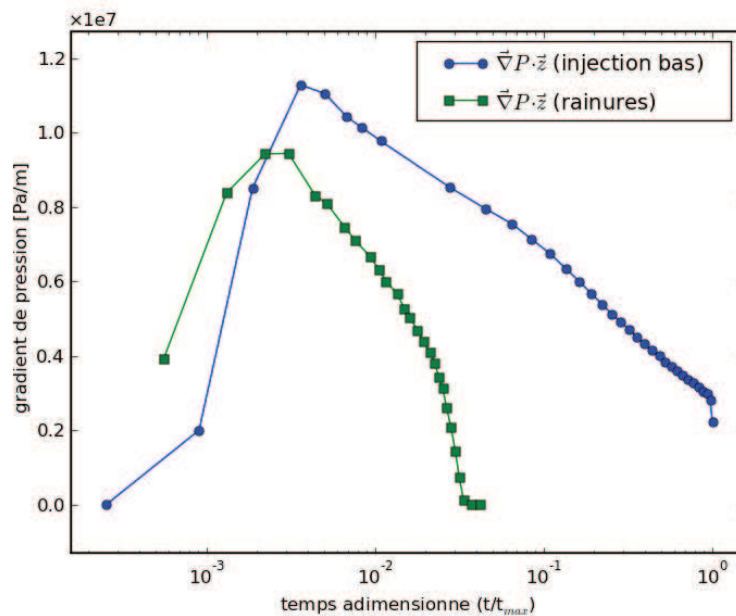


FIGURE 4.41: Composante longitudinale du gradient de pression pour une injection dans le moule à rainures et pour une injection par le bas



rencontrent.

L'analyse du déplacement des plis, basée sur le gradient de pression, est présentée sur la figure 4.41 pour la composante longitudinale du gradient de pression, en respectant la même procédure que pour l'injection radiale.

Le gradient de pression longitudinal est légèrement plus faible que pour l'injection par le bas, il y a un risque de déplacement des plis. En réalité, le risque de déplacement des plis est plus faible que pour l'injection par le bas. L'application du gradient de pression est beaucoup plus courte dans ce second cas.

#### 4.4.2.2 Mise en œuvre expérimentale du procédé

Deux pièces sont réalisées avec ce nouveau moule. La première est injectée à une pression imposée de 1 bar pour comparaison avec l'injection radiale. La seconde est injectée à 3 bars pour quantifier le déplacement des plis à l'injection avec le moule à rainures. Pour l'injection à une pression de 1 bar, nous avons laissé la résine s'écouler pendant quelques minutes afin que les bulles soient emmenées par l'écoulement.

Les pièces se sont démoulées sans difficulté. Malgré le manque de dépouille sur les canaux, ces derniers n'ont pas empêché la pièce de sortir du moule. De même, les canaux en résine, non prévus pour l'application finale, s'enlèvent facilement.

**Analyse de la porosité** L'analyse de la porosité n'est réalisée que sur la pièce injectée à une pression de 1 bar. Cette porosité est observée dans plusieurs plans de coupe : deux plans de coupe radiaux (en bas et en haut du tube) et dans un plan de coupe longitudinal (Figure 4.42). Notons sur la figure 4.42 que les zones en gris représentent le composite et que les « taches noires » sur le composite sont les porosités macroscopiques. Les porosités sont observées par des coupes destructives puis par analyse d'images. La procédure est décrite à la section 4.2.4.2. La coupe longitudinale est observée dans un plan de coupe positionné à 45° par rapport aux rainures, car les simulations prédisent un taux de porosités plus élevé dans ce plan. De même, les porosités ont été observées dans un plan de coupe aligné avec les rainures pour observer le taux de porosité dans ce plan.

Nous observons que le taux de porosités est très faible sur le haut du tube mais qu'il est très élevé en bas du tube (Figure 4.42). La coupe longitudinale montre que le taux de porosités est aussi assez élevé en bas et décroît progressivement avec la hauteur. Il est étonnant de constater que le taux de porosité soit si élevé pour cette injection, alors que le résultat de l'injection radiale présente un taux de porosité très faible. Ce

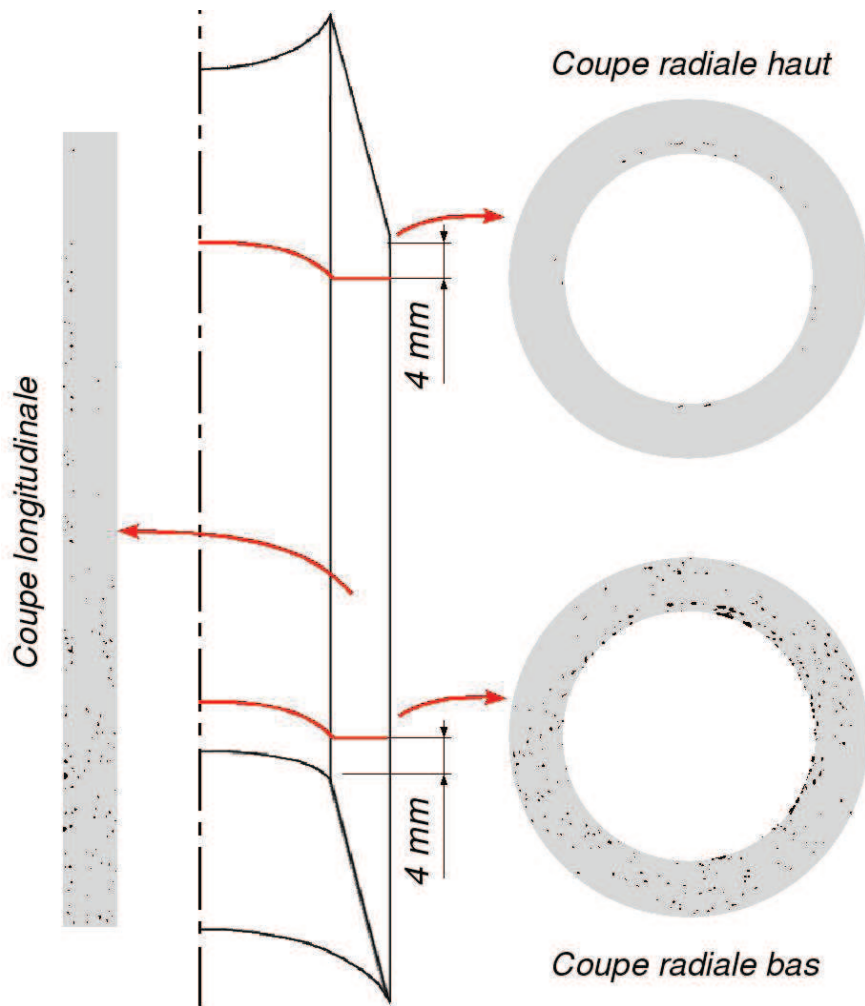


FIGURE 4.42: Porosités sur le tube injecté à une pression de 1 bar avec le moule à rainures

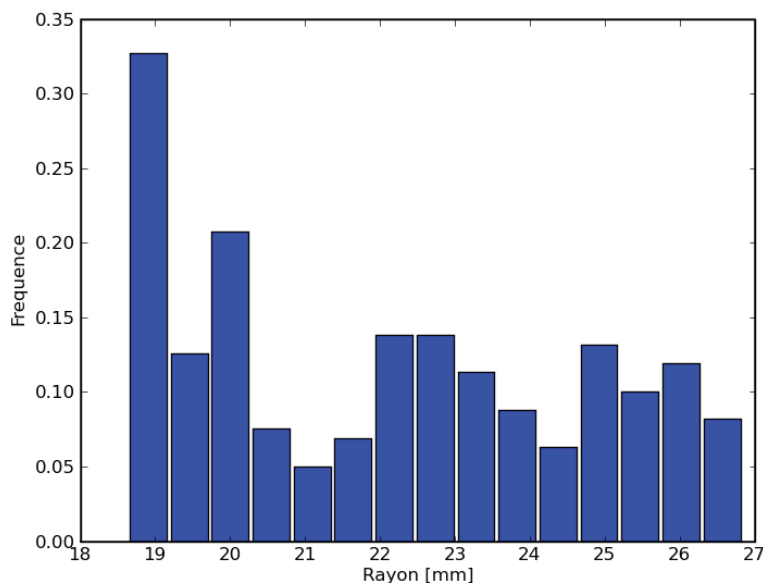


FIGURE 4.43: *Distribution des porosités en fonction du rayon sur une coupe radiale, en bas du tube pour une injection réalisée dans le moule à rainures*

constat semble en contradiction avec nos précédentes observations et les observations usuelles de la littérature.

De même que pour l'injection radiale, nous constatons que les boucles sont mal imprégnées par la résine. L'observation dans un plan de coupe aligné avec les rainures montre un taux de porosité comparable à ce qui est obtenu pour l'injection radiale. En revanche, le plan de coupe incliné à  $45^\circ$  par rapport aux rainures présente un taux de porosité bien plus élevé.

Pour comprendre un peu mieux l'origine des porosités, nous présentons quelques résultats de la caractérisation de cette porosité. Nous présentons la distribution des porosités dans la coupe radiale en bas du tube illustré sur la figure 4.42, où la porosité est la plus élevée. La distribution des porosités est d'abord observée en fonction du rayon (Figure 4.43). La distribution radiale montre deux zones distinctes. La première, comprise entre 18,5 mm et 20 mm présente un taux de porosité élevé. Cette zone correspond à la ligature où les porosités sont d'avantages présentes et les boucles sont mal imprégnées. La partie externe du tube (entre 20 mm et 27 mm) présente un taux de porosité plus faible. Dans cette zone externe, nous n'identifions pas de tendance nette. Il semble donc que la porosité soit répartie uniformément sur le rayon et que les variations observées soient dues aux aléas stochastiques. Ce résultat confirme les observations réalisées sur le tube injecté par le bas à une pression de 3 bars (Figure 4.19).

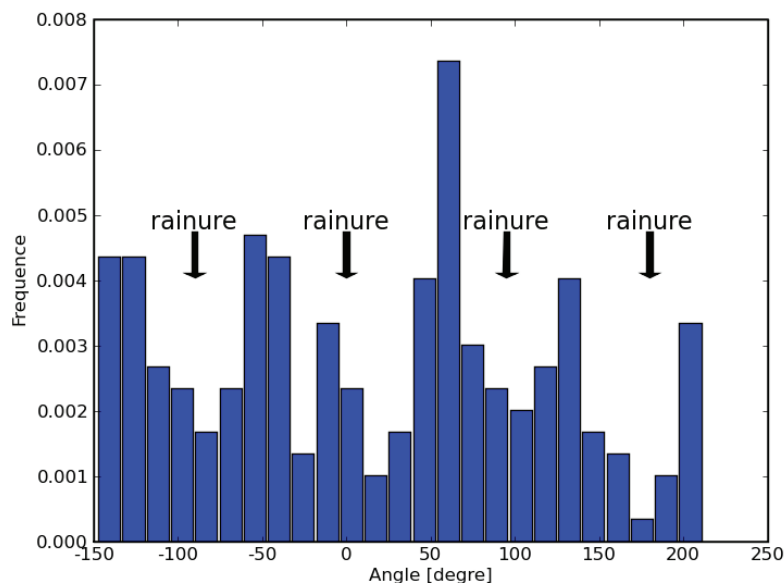


FIGURE 4.44: *Distribution angulaire des porosités sur une coupe radiale, en bas du tube pour une injection réalisée dans le moule à rainures*

Nous traçons aussi la distribution de porosité en fonction de leur position angulaire (Figure 4.44), pour situer les porosités par rapport aux canaux de drainage. Pour cette figure, les quatre canaux sont orientés à  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  et  $270^\circ$ . Les porosités de la zone intérieure du tube (pour un rayon inférieur à 20 mm) sont exclues, leur origine étant d'avantage due à la présence de la ligature qu'à l'écoulement. La figure 4.44 montre que les zones proches des canaux d'injection présentent un taux de porosité plus faible que les zones plus éloignées. Pour expliquer cela, nous pouvons émettre deux hypothèses. Il est possible que le nombre capillaire modifié diminue au cours du remplissage et que la tendance à générer des macro-porosités augmente aussi au cours du remplissage. Une autre hypothèse est que les porosités sont générées par le mode d'imprégnation par la résine. Dans ce cas, les plans de coupe orientés à  $45^\circ$  par rapport aux rainures présentent un taux de porosité nécessairement plus élevé.

Nous avons analysé la porosité dans un plan de coupe radial. Nous allons maintenant réaliser une caractérisation de la porosité dans un plan de coupe longitudinal (présenté sur la figure 4.42 à gauche). Le résultat de l'analyse de la porosité dans un plan de coupe longitudinal est présenté sur la figure 4.45. Cette figure montre que le taux de porosité est très élevé en bas du tube et décroît progressivement au fur et à mesure que nous nous approchons de l'événement de sortie.

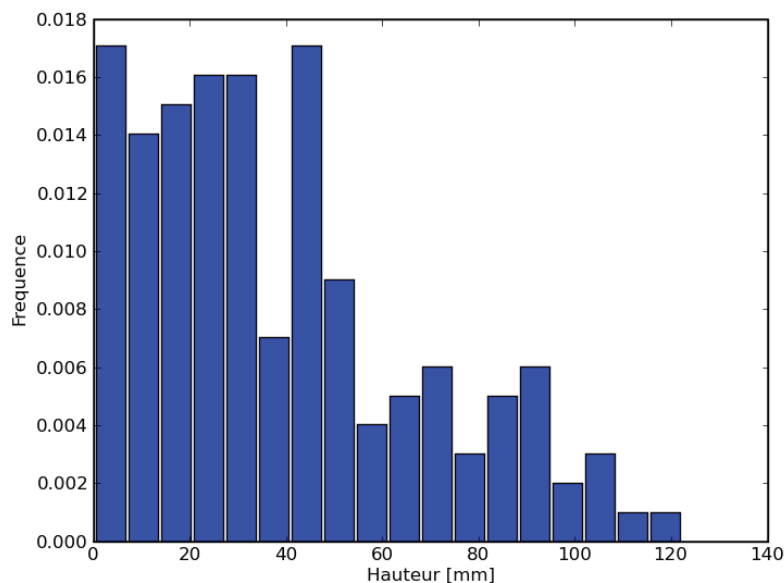


FIGURE 4.45: *Distribution des porosités en fonction de la hauteur sur une coupe longitudinale*

Nous avons constaté qu'en laissant s'écouler la résine après l'injection, le bas du tube présente toujours un taux de porosité très élevé. Il semble donc que le transport de bulle ne soit pas efficace dans cette zone. La vitesse de l'écoulement étant l'un des facteurs principaux du transport de bulles, nous allons l'analyser en fin d'injection, par la simulation que nous avons présentée précédemment (pour une pression d'injection de 1 bar). La vitesse est représentée sur la figure 4.46 en échelle logarithmique. Nous constatons que la vitesse de l'écoulement est très faible sur les premiers plis et de deux à trois ordres de grandeur supérieure sur le haut du tube. En fait, cette simulation montre que la résine s'écoule préférentiellement dans le canal extérieur, présentant moins de résistance à l'écoulement, puis vers l'évent de sortie. Il est donc logique que les bulles présentes dans la zone supérieure du tube, où l'écoulement est beaucoup plus rapide, soient emmenées contrairement aux autres bulles.

**Analyse du déplacement des plis** Le moule n'étant pas transparent, nous n'avons pas mesuré le déplacement des plis au cours du temps. En revanche, la position des plis est estimée après injection sur les coupes destructives. Les plis proches du seuil d'injection ne se sont pas déplacés, ni à une pression de 1 bar ni à une pression de 3 bars.

Ce résultat est encourageant et confirme que cette nouvelle façon d'injecter la résine provoque moins de déplacement.

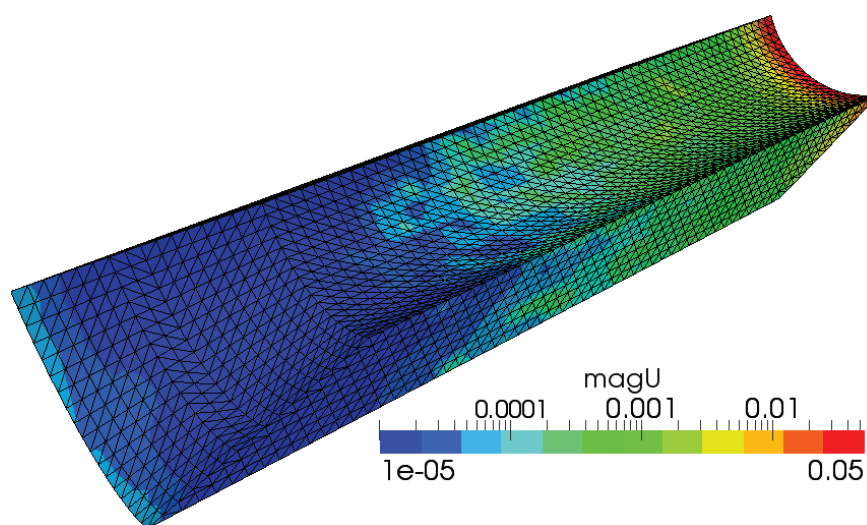


FIGURE 4.46: Norme du champ de vitesse en fin d'injection pour une injection avec le moule à rainures (échelle logarithmique)

**Analyse du taux de fibres** Les estimations de la fraction volumique de fibres ont été réalisées sur les deux tubes, réalisées à une pression de 1 bar et de 3 bars. Dans les deux cas, la fraction volumique de fibres est estimée à partir de trois mesures de densité pris à différentes hauteurs sur le tube. La fraction volumique de fibres mesurée est de  $0,33 \pm 5\%$  pour le tube injecté à une pression de 1 bar et de  $0,32 \pm 8\%$  pour le tube injecté à 3 bars. Globalement, la fraction volumique de fibres moyenne est un peu faible et résulte probablement d'un problème de préformage. Nous constatons que l'homogénéité de la fraction volumique de fibres satisfait les critères établis par la société Roxel pour la pièce réalisée avec une pression d'injection de 1 bar. Pour la pièce réalisée à une pression de 3 bars la dispersion des valeurs est de 8%, soit 3% au dessus de la limite établie par la société Roxel. Nous supposons que son origine est due au préformage plus qu'à l'injection.

Au cours de ces travaux, nous avons présenté deux solutions pour réaliser des pièces qui semblent donner satisfaction sur les trois critères du cahier des charges. Les tests réalisés avec le moule à rainures méritent quelques travaux complémentaires pour conclure sur les porosités. Notons que la microporosité n'a pas été mesurée pour ces tubes. Ce serait pourtant une étude intéressante pour vérifier que l'écoulement n'est pas trop rapide et qu'il ne génère pas de microporosités.

Pour ces nouvelles solutions d'injection, nous avons montré que le transport de bulles n'était pas efficace car il a une influence sur une partie limitée de la pièce. En revanche, pour ces essais, nous n'avons pas tenté d'utiliser une contre-pression pendant la polymérisation par manque de temps. Il est probable que les résultats sur la porosité soient bien meilleurs avec une contre-pression.

## 4.5 Conclusions / perspectives

Au cours de ce chapitre, nous avons tenté de comprendre l'origine des défauts survenant lors de la phase d'injection du procédé RTM, pour la fabrication de protections thermiques. Les défauts que nous avons analysés sont la porosité, le déplacement des plis pendant l'injection et pendant la fermeture de moule. Le traitement de la porosité a été résolu en appliquant les résultats de la bibliographie, abondante sur le sujet. Le déplacement des plis est beaucoup moins étudié dans la littérature (en particulier pour des préforme 3D) et une méthode originale a été proposée pour avoir une estimation du risque de déplacement des plis. Le déplacement des plis pendant la fermeture du moule a été résolu en changeant la fermeture du moule. Ces nouvelles solutions sont d'autant plus intéressantes qu'elles réduisent le temps de fabrication et donc les coûts associés.

Ces travaux sont centrés autour des essais expérimentaux mais l'apport de la bibliographie et de la simulation se sont avérés être des outils intéressants dans la compréhension des phénomènes et dans la recherche de nouvelles solutions. La bibliographie et les essais préliminaires nous ont permis de mettre en place des critères pour la prédiction des défauts. Cette démarche a ensuite été testée et validée sur les nouvelles solutions utilisées pour injecter la résine.

Notons aussi que ces travaux ont été réalisés sans l'utilisation d'une contre-pression pendant la phase de polymérisation car notre outillage en PMMA, ne l'autorise pas. Cette contre-pression pourrait être utilisée pour la production en série, d'autant que les études [127] montrent qu'elle réduit considérablement le taux de porosité. En augmentant la vitesse de l'écoulement, il est possible que l'écoulement génère de la microporosité. Il faudrait quantifier cette microporosité dans les pièces réalisées.

Une perspective intéressante à ces travaux pourrait être d'utiliser la simulation pour déterminer les paramètres procédés optimaux au cours du temps, par exemple, en s'inspirant des travaux de Trochu *et al.* [149] et Ruiz *et al.* [150]. Ces auteurs calculent les paramètres procédés assurant un nombre capillaire modifié optimal sur le front de résine à chaque instant, grâce à des simulations. Nous pourrions envisager de calculer le graphe de la pression au cours du temps et d'envoyer ce graphe en entrée de notre système d'injection. Ce travail serait intéressant sur le plan scientifique et industriel et la partie expérimentale est tout à fait réalisable grâce au banc d'injection mis en œuvre dans le cadre de cette thèse. D'ailleurs, nous pourrions envisager une injection à pression variable ou à débit variable, comme le banc autorise les deux options.

# Chapitre 5

## Conclusions / perspectives

Au cours de ce manuscrit nous avons présenté nos travaux relatifs aux étapes de préformage (Chapitre 2) d'injection (Chapitre 3) du procédé RTM, pour notre application. Le chapitre 4 est dédié à la compréhension et à la maîtrise des défauts (porosités et déplacement de plis) survenant au cours de ce procédé de fabrication des pièces composites. Ces travaux se sont appuyés sur des développements numériques et expérimentaux, à diverses échelles, basés sur l'apport des études bibliographiques.

Relativement aux objectifs industriels, la faisabilité d'utiliser le procédé RTM a été montrée expérimentalement avec une résine polyester mais également des résines plus spécifiques à l'application de la société Roxel. Cette faisabilité, pour des raisons de confidentialités, n'a pas été détaillée dans ce manuscrit, elle s'appuie sur un rapport [145] technique d'essais. Ce manuscrit de thèse s'est plus concentré, dans l'objectif du projet ANR LCM3M, à la compréhension de l'origine des défauts lors du procédé. Dans l'objectif général de disposer d'une chaîne de simulation à l'échelle macroscopique de l'étape d'imprégnation, la compréhension du lien entre l'étape de dépose de la gaine et de l'injection (par le biais de la prise en compte des paramètres de préformage dans ces calculs) a impliqué de s'intéresser à cette première phase du procédé. Même si cette étape fait l'objet de travaux de thèse spécifiques [38] dans le cadre de l'application industrielle, il est apparu nécessaire de présenter les états de déformation du renfort sec, lors de cette phase, afin de les prendre en compte lors de l'injection.

Nous avons développé un modèle analytique, basé sur les approches du filet, capable de prédire l'état de déformation en cisaillement de la gaine et la variation de fraction volumique de fibres sur la préforme (Chapitre 2). Les résultats ont été confrontés à des résultats expérimentaux, notamment en fraction volumique grâce aux tomographies réalisées sur pièces injectées. Par ce modèle nous avons relié les paramètres géométriques, procédés, mais également matériaux à l'état de déformation des plis constitutifs de la préforme et à leur fraction volumique de fibres.



Nous avons montré que cet outil est prédictif sur l'estimation du cisaillement le long du pli et sur l'estimation de la fraction volumique de fibres en tout point de la préforme. Ce modèle prédictif est un outil intéressant car il permet de tester virtuellement l'étape de préformage et ainsi de limiter le nombre d'essais en laboratoire, ce qui représente un gain en termes de temps de développement. Nous nous sommes ensuite servis de ce modèle pour maximiser le taux de fibres moyen sur la préforme, en choisissant astucieusement la gaine à utiliser pour le procédé.

Pour l'étape d'imprégnation du procédé RTM, nous avons décrit notre chaîne de modélisation à l'échelle macroscopique, dédiée à notre application. La démarche que nous avons présentée permet de prendre en compte toutes les caractéristiques de la préforme comme l'orientation des plis (éventuellement variable), la présence de zones sans renfort, une variation locale de fraction volumique de fibres, suivant le rayon du tube et suivant la hauteur.

Les simulations ont ensuite été comparées aux résultats expérimentaux. L'influence de tous ces paramètres de préformage sur l'injection a été étudiée grâce à notre chaîne de modélisation. Ce modèle macroscopique, nous a aussi permis de montrer l'importance de la perméabilité transverse lors de l'inclinaison des plis pour l'écoulement. Cet aspect est difficile à appréhender expérimentalement. Nous avons montré qu'il était difficile d'estimer la perméabilité réelle de la préforme, à partir des mesures de perméabilité et d'un modèle de déformation du renfort. Nous avons montré que ces difficultés provoquent des écarts sur l'estimation du temps d'injection de la résine. En revanche, cette chaîne de simulation permet de prédire l'orientation du front de résine. L'obtention de ce résultat n'était pas évident au début de cette étude, compte tenu de la spécificité de nos préformes (plis inclinés, présence de ligatures, zones sans renfort). Nous avons aussi présenté une technique multi-échelle intéressante pour prédire la perméabilité de la préforme. Cette technique est basée sur un calcul Stokes-Brinkman à l'échelle mésoscopique, basée sur la microstructure des mèches et dont le résultat du calcul est un tenseur de perméabilité homogénéisé, valable à l'échelle macroscopique. Ces travaux sont prometteurs et méritent d'être développés sur des géométries 3D.

Au cours du chapitre , nous avons tenté de comprendre l'origine des défauts survenant lors de la phase d'injection du procédé RTM, pour la fabrication de protections thermiques. Les défauts que nous avons analysés sont la porosité, le déplacement des plis pendant l'injection et pendant la fermeture de moule. Le traitement de la porosité a été résolu en appliquant les résultats de la bibliographie, abondante sur le sujet. Le déplacement des plis est beaucoup moins étudié dans la littérature (en particulier pour des préforme 3D) et une méthode originale a été proposée pour avoir une estimation du risque de déplacement des plis. Le déplacement des plis pendant la fermeture du moule a été résolu en changeant la fermeture du moule. Ces nouvelles solutions sont d'autant plus intéressantes qu'elles réduisent le temps de fabrication et donc les coûts associés.

Ces travaux sont centrés autour des essais expérimentaux mais l'apport de la bibliographie et de la simulation se sont avérés être des outils intéressants dans la compréhension des phénomènes et dans la recherche de nouvelles solutions. La bibliographie et les essais préliminaires nous ont permis de mettre en place des critères pour la prédiction des défauts. Cette démarche a ensuite été testée et validée sur les nouvelles solutions pour injecter la résine (injection radiale et moule à rainures).

Globalement, ces nouvelles solutions sont satisfaisantes par rapport au cahier des charges industriel. Notons aussi que ces travaux ont été réalisés sans l'utilisation d'une contre-pression pendant la phase de polymérisation car notre outillage en PMMA, ne l'autorise pas. Cette contre-pression pourrait être utilisée pour la production en série, d'autant que les études [127] montrent qu'elle réduit considérablement le taux de porosité.

Les perspectives de ces travaux sont nombreuses. Pour notre modèle de prédiction de la déformation, nous avons fait l'hypothèse que tous les plis constitutifs de la préforme sont identiques, en terme de courbure et d'épaisseur. Or, les constatations expérimentales, issues des travaux en cours sur le procédé de préformage, montrent que cette hypothèse n'est pas toujours vérifiée et qu'il peut y avoir une variation d'épaisseur sur la hauteur. En ce sens l'état de déformation en compaction n'a pas été (encore) pris en compte et surtout validé expérimentalement, même s'il a été anticipé dans le modèle. Il serait ainsi intéressant d'étudier l'influence de la variation de l'épaisseur du pli sur la hauteur de la préforme.

Une deuxième perspective à ces travaux concerne le choix du critère à optimiser. Nous avons choisi d'optimiser la fraction volumique de fibres moyenne car il s'agit de la quantité la plus simple à maximiser et qu'un taux de fibres maximal garantit une pièce avec de bonnes performances mécaniques et thermiques. En revanche, un taux de fibres maximal garantit aussi des pièces plus lourdes et plus difficiles à imprégner par la résine. De plus, un taux de fibres maximal donnerait des performances optimales si le composite avait un comportement isotrope. D'une manière générale, le comportement des composites n'est pas isotrope et nous pourrions utiliser cette anisotropie pour imaginer des pièces encore plus performantes, et peut être moins lourdes et moins difficiles à imprégner. Par exemple, nous pourrions choisir d'optimiser les propriétés thermiques ou mécaniques du tube en prenant en compte la fraction volumique de fibres, mais aussi l'anisotropie des renforts.

Concernant la simulation de la phase d'imprégnation, l'identification du tenseur de perméabilité par un calcul Stokes-Brinkman sur des données 3D constitue une des perspectives les plus intéressantes à ces travaux. Ce tenseur de perméabilité obtenu pourrait être utilisé pour les simulations macroscopiques de la phase d'imprégnation et comparé aux données expérimentales.

Pour l'analyse des défauts, il nous paraît intéressant de refaire quelques essais avec les nouveaux moules. Par exemple, nous pourrions nous assurer de la répétitivité du procédé ou tester l'influence des paramètres que nous n'avons pas eu le temps d'étudier, comme l'influence du vide ou de la contre-pression.

Une perspective intéressante à ces travaux pourrait être d'utiliser la simulation pour déterminer les paramètres procédés optimaux au cours du temps, par exemple, en s'inspirant des travaux de Trochu *et al.* [149] et Ruiz *et al.* [150]. Nous pourrions envisager de calculer le graphe de la pression au cours du temps et d'utiliser les résultats de simulation ce graphe en entrée de notre système d'injection. Ce travail serait intéressant sur le plan scientifique et industriel et la partie expérimentale est tout à fait réalisable grâce au banc d'injection mis en œuvre dans le cadre de cette thèse. D'ailleurs, nous pourrions envisager une injection à pression variable ou à débit variable, comme le banc autorise les deux options.

# Bibliographie

- [1] M.J. Buntain and S. Bickerton. Modeling forces generated within rigid liquid composite molding tools. part a : Experimental study. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(7) :1729–1741, 2007.
- [2] Christophe Binétruy. Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques. *Techniques de l'Ingénieur*, AM 3 718, 2004.
- [3] Daniel Gay. *Matériaux composites, 5e édition révisée*. Lavoisier, 2005.
- [4] Delphine Carronnier and Daniel Gay. *Approche intrégrée du RTM*. Hermes, 1996.
- [5] J Bréard and A Saouab. Numerical simulation of liquid composite molding processes. *European Journal of Computational Mechanics*, 14(6-7) :841–865, 2005.
- [6] Aurélie Cordier and Thibault Faucon. Procédé rtm pour pièce axisymétrique à propriété ablative. Technical report, Protac / Polytech'Orléans, 2006.
- [7] Benoît Rotereau. Réalisation d'un tube en matériaux composites par le procédé rtm. Technical report, Polytech'Orléans / IUT de Blois, 2007.
- [8] C. Boucher. Etude de l'influence des paramètres du procédé sur la qualité des pièces obtenues par rtm. Technical report, Roxel-Protac / Polytech'Orléans, 2008.
- [9] A. C. Long. Process modelling for liquid moulding of braided preforms. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32(7) :941 – 953, 2001.
- [10] P. Smith, C. D. Rudd, and A. C. Long. The effect of shear deformation on the processing and mechanical properties of aligned reinforcements. *Composites Science and Technology*, 57(3) :327–344, 1997.
- [11] Markus Louis and Ulrich Huber. Investigation of shearing effects on the permeability of woven fabrics and implementation into lcm simulation. *Composites Science and Technology*, 63(14) :2081–2088, 2003.
- [12] Bertrand Laine. *Influence des déformations d'un renfort fibreux sur la perméabilité : modélisations et expériences*. PhD thesis, ParisTech Arts et Métiers, 2008.
- [13] A. Telmar, R. Agogué, D. Soulat, G. Hivet, and D. Zanelli. Prediction of braid deformability during rtm process. *International Journal of Material Forming*, 3 :676–678, 2010.

- [14] R. Agogué, D. Soulat, A. Telmar, and D. Zanelli. Analyse expérimentale du procédé rtm appliqu e aux pièces ablatives. In *JNC 16*, 2009.
- [15] A. Long and MJ. Clifford. Composite forming mechanisms and material characterisation. In *Composites forming technologies*, chapter 1. Woodhead publishing, 2007.
- [16] Anh Vu Duong. * tude expérimentale du comportement mécanique de renforts composites tissés lors de la mise en forme sur g eom etri es non d evoloppables*. PhD thesis, Université d’Orléans, 2008.
- [17] P. Boisse. Finite element analysis of composite forming. In *Composites forming technologies*, chapter 3. Woodhead Publishing, 2007.
- [18] Philippe Boisse, Alain Gasser, Benjamin Hagege, and Jean-Louis Billoet. Analysis of the mechanical behavior of woven fibrous material using virtual tests at the unit cell level. *Journal of Materials Science*, 40 :5955–5962, 2005. 10.1007/s10853-005-5069-7.
- [19] J. Cao, R. Akkerman, P. Boisse, J. Chen, H.S. Cheng, E.F. de Graaf, J.L. Gorczyca, P. Harrison, G. Hivet, J. Launay, W. Lee, L. Liu, S.V. Lomov, A. Long, E. de Luycker, F. Morestin, J. Padvoiskis, X.Q. Peng, J. Sherwood, Tz. Stoilova, X.M. Tao, I. Verpoest, A. Willems, J. Wiggers, T.X. Yu, and B. Zhu. Characterization of mechanical behavior of woven fabrics : Experimental methods and benchmark results. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(6) :1037–1053, 2008.
- [20] E. Heardman, C. Lekakou, and M. G. Bader. In-plane permeability of sheared fabrics. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32(7) :933–940, 2001.
- [21] K. Buet-Gautier and P. Boisse. Experimental analysis and modeling of biaxial mechanical behavior of woven composite reinforcements. *Experimental Mechanics*, 41 :260–269, 2001. 10.1007/BF02323143.
- [22] Yi-cheng Ge, Mao-zhong Yi, and Li-ya Li. Influence of load on sliding tribology of c/c composite with 40 cr steel couple coated by cr. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, 17(3) :570–574, 2007.
- [23] P. Potluri and J. Aktinson. Automated manufacture of composites : Handling, measurement of properties and lay-up simulations. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34 :493–501, 2003.
- [24] CM Leech. The modelling of friction in polymer fibre ropes. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44 :621–643, 2002.
- [25] Jinhua Wang, Andrew C. Long, Michael J. Clifford, and Hua Lin. Energy analysis of reinforcement deformations during viscous textile composite forming. *AIP Conference Proceedings*, 907(1) :1098–1106, 2007.

- [26] A. Cheruet. *Analyse et simulation de la mise en forme des composites thermo-plastiques*. PhD thesis, Université d'Orléans, 2001.
- [27] N. Hamila. *Simulation de la mise en forme des renforts composites mono et multiplis*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2007.
- [28] E. de Bilbao, D. Soulat, G. Hivet, J. Launay, and A. Gasser. Bending test of composite reinforcements. *International Journal of Material Forming*, 1 :835–838, 2008. 10.1007/s12289-008-0265-z.
- [29] Francois Robitaille and Raymond Gauvin. Compaction of textile reinforcements for composites manufacturing. i : Review of experimental results. *Polymer Composites*, 19(2) :198–216, 1998.
- [30] N Correia. *Analysis of the vaccum infusion moulding process*. PhD thesis, University of Nottingham, 2004.
- [31] Tariq Ouahbi. *Modélisation du couplage hydro-mécanique en milieu fibreux déformable - application aux procédés de mise en œuvre des matériaux composites par infusion*. PhD thesis, Université du Havre, 2008.
- [32] Kris Hoes, Daniela Dinescu, Hugo Sol, Richard S. Parnas, and Stepan Lomov. Study of nesting induced scatter of permeability values in layered reinforcement fabrics. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(12) :1407–1418, 2004.
- [33] C Mack and HM Taylor. The fitting of woven cloth to surfaces. *Journal of the Textile Institute*, 47 :477–487, 1956.
- [34] R. E. Robertson, E. S. Hsiue, and G . S. Y. Yeh. Continuous fiber rearrangements during the molding of fiber composites. ii. flat cloth to a rounded cone. *Polymer Composites*, 5(3) :191–197, 1984.
- [35] Simon Bickerton, Pavel Simacek, Sarah E. Guglielmi, and Suresh G. Advani. Investigation of draping and its effects on the mold filling process during manufacturing of a compound curved composite part. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(9-10) :801 – 816, 1997.
- [36] Philippe Boisse. Mise en forme des renforts fibreux de composites. *Techniques de l'ingénieur*, AM 3 734 :1–10, 2004.
- [37] N. Hamila, P. Boisse, F. Sabourin, and M. Brunet. A semi-discrete shell finite element for textile composite reinforcement forming simulation. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 79(12) :1443–1466, 2009.
- [38] Aurélie Telmar. *Thèse à paraître*. PhD thesis, Université d'Orléans, 2011.
- [39] Will Schroeder, Ken Martin, and Bill Lorensen. *The visualization toolkit, an objet-Oriented Approach to 3D Graphics, 3rd Edition*. Kitware, 2002.

- [40] L Bizet, J Bréard, G Bouquet, JP Jernot, and M Gomina. Serial sections through a continuous fiber-reinforced polymer composite. *Image Analysis & Stereology*, 23 :167–176, 2004.
- [41] Eric Jones, Travis Oliphant, Pearu Peterson, et al. SciPy : Open source scientific tools for Python, 2001–.
- [42] Nelder and Mead. A simplex method for function minimization. *The Computer Journal*, 7 :308–313, 1965.
- [43] Jorge Nocedal and Stephen J. Wright. *Numerical Optimization*. Springer, 1999.
- [44] Krishna M. Pillai. Modeling the unsaturated flow in liquid composite molding processes : A review and some thoughts. *Journal of Composite Materials*, 38(23) :2097–2118, 2004.
- [45] Xiaoqing Wu, Jialu Li, and R. Ajit Sheno. Measurement of braided preform permeability. *Composites Science and Technology*, 66(15) :3064 – 3069, 2006.
- [46] Y. S. Song, K. Chung, T. J. Kang, and J. R. Youn. Prediction of permeability tensor for three dimensional circular braided preform by applying a finite volume method to a unit cell. *Composites Science and Technology*, 64(10-11) :1629 – 1636, 2004.
- [47] Cagri Ayranci and Jason Carey. 2d braided composites : A review for stiffness critical applications. *Composite Structures*, 85(1) :43 – 58, 2008.
- [48] Nina Kuentzer, Pavel Simacek, Suresh G. Advani, and Shawn Walsh. Permeability characterization of dual scale fibrous porous media. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(11) :2057 – 2068, 2006.
- [49] Hua Tan, Tonmoy Roy, and Krishna M. Pillai. Variations in unsaturated flow with flow direction in resin transfer molding : An experimental investigation. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(8) :1872–1892, 2007.
- [50] Batchelor. *An introduction to fluid dynamics*. CUP, 1967.
- [51] José Bico. *Mécanismes d'imprégnation : Surfaces texturées, Bigouttes, Poreux*. PhD thesis, Université de Paris VI, 2000.
- [52] J Bear. *Dynamics of Fluids in Porous Materials*. American Elsevier, New York, 1972.
- [53] Olivier Coussy. *Poromechanics*. John Wiley & Sons Ltd, 2004.
- [54] Bernard Le Neindre. Tensions superficielles et interfaciales. *Techniques de l'ingénieur*, K 475 :1 –12, 1993.
- [55] Richard Fournier. *Optimisation et modélisation du procédé R.T.M.* PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003.
- [56] Krishna M. Pillai. Governing equations for unsaturated flow through woven fiber mats. part 1. isothermal flows. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(7) :1007–1019, 2002.

- [57] H. Darcy. *Les fontaines publiques de la ville de Dijon*. Dalmont, 1856.
- [58] H. Brinkman. A calculation of the viscous force exerted by a flowing fluid on a dense swarm of particles. *Applied Scientific Research*, 1 :27–34, 1949. 10.1007/BF02120313.
- [59] B. Verleye, R. Croce, M. Griebel, M. Klitz, S.V. Lomov, G. Morren, H. Sol, I. Verpoest, and D. Roose. Permeability of textile reinforcements : Simulation, influence of shear and validation. *Composites Science and Technology*, 68 :2804–2810, 2008.
- [60] N. D. Ngo and K. K. Tamma. Microscale permeability predictions of porous fibrous media. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 44(16) :3135 – 3145, 2001.
- [61] J. Kozeny. Über kapillare leitung des wassers im boden - aufstieg, versickerung und anwendung auf die bewässerung. In *Sitzungsberichte der Akademie der Wissenschaften, Wien 136*, 1927.
- [62] PC Carman. Fluid flow through granular beds. *Chemical Engineering Research and Design*, 15 :157–182, 1937.
- [63] B.R. Gebart. Permeability of unidirectional reinforcements for rtm. *Journal of Composite Materials*, 26 :1100 – 1133, 1992.
- [64] Z. Cai and A. L. Berdichevsky. An improved self-consistent method for estimating the permeability of a fiber assembly. *Polymer Composites*, 14(4) :314–323, 1993.
- [65] M. V. Brusckke and S. G. Advani. Flow of generalized newtonian fluids across a periodic array of cylinders. *Journal of Rheology*, 37(3) :479–498, 1993.
- [66] Josias Van der Westhuizen and J. Prieur Du Plessis. An attempt to quantify fibre bed permeability utilizing the phase average navier-stokes equation. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 27(4) :263 – 269, 1996.
- [67] A. L. Berdichevsky and Z. Cai. Preform permeability predictions by self-consistent method and finite element simulation. *Polymer Composites*, 14(2) :132–143, 1993.
- [68] B. Gourichon, C. Binetruy, and P. Krawczak. Experimental investigation of high fiber tow count fabric unsaturation during rtm. *Composites Science and Technology*, 66(7-8) :976 – 982, 2006.
- [69] Joel Breard, Abdelghani Saouab, and Guy Bouquet. Numerical simulation of void formation in lcm. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(6) :517–523, 2003.
- [70] J.A. García, Ll. Gascón, and F. Chinesca. A flux limiter strategy for solving the saturation equation in resin transfer molding process simulation. In *The 9th International Conference on Flow Processes in Composite Materials*, 2008.



- [71] Markus Nordlund, Véronique Michaud, and Jan-Anders E. Månson. Drainage curve measurements in dual scale fiber reinforcement. In *9th International Conference on Flow Processes in Composite*, 2008.
- [72] R. Gauvin, F. Trochu, Y. Lemenn, and L. Diallo. Permeability measurement and flow simulation through fiber reinforcement. *Polymer Composites*, 17(1) :34–42, 1996.
- [73] W. D. Brouwer, E. C. F. C. van Herpt, and M. Labordus. Vacuum injection moulding for large structural applications. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(6) :551 – 558, 2003. ICMAC 2001 - International Conference for Manufacturing of Advanced Composites.
- [74] Roopesh Mathur, Suresh G. Advani, and Bruce K. Fink. Use of genetic algorithms to optimize gate and vent locations for the resin transfer molding process. *Polymer Composites*, 20(2) :167–178, 1999.
- [75] E. M. Sozer, S. Bickerton, and S. G. Advani. On-line strategic control of liquid composite mould filling process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(12) :1383 – 1394, 2000.
- [76] Seong Taek Lim and Woo Il Lee. An analysis of the three-dimensional resin-transfer mold filling process. *Composites Science and Technology*, 60(7) :961 – 975, 2000.
- [77] François Trochu, Raymond Gauvin, Dong Ming Gao, and Jean-François Boudreault. Rtmflot - an integrated software environment for the computer simulation of the resin transfer molding process. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 13(3) :262–270, 1994.
- [78] R. S. Maier, T. F. Rohaly, S. G. Aavani, and K. D. Fickie. A fast numerical method for isothermal resin transfer mold filling. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 39(8) :1405–1417, 1996.
- [79] M. V. Brusckke and S. G. Advani. A finite element/control volume approach to mold filling in anisotropic porous media. *Polymer Composites*, 11(6) :398–405, 1990.
- [80] Pavel Simacek and Suresh G. Advani. A numerical model to predict fiber tow saturation during liquid composite molding. *Composites Science and Technology*, 63(12) :1725–1736, 2003.
- [81] B. Gourichon, C. Binetruy, and P. Krawczak. A new numerical procedure to predict dynamic void content in liquid composite molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(11) :1961–1969, 2006.
- [82] J.A. Sethian. *Level Set Methods and Fast Marching Methods : Evolving Interfaces in Computational Geometry, Fluid Mechanics, Computer Vision and Materials Science*. Cambridge University Press, 1999.

- [83] S. Soukane and F. Trochu. Application of the level set method to the simulation of resin transfer molding. *Composites Science and Technology*, 66 :1067–1080, 2006.
- [84] T. Staffan Lundström, Vilnis Frishfelds, and Andris Jakovics. Bubble formation and motion in non-crimp fabrics with perturbed bundle geometry. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(1) :83 – 92, 2010. Special Issue : Flow Processes in Composite Materials.
- [85] Yun Cho, Young Song, Tae Kang, Kwansoo Chung, and Jae Youn. Permeability measurement of a circular braided preform for resin transfer molding. *Fibers and Polymers*, 4 :135–144, 2003. 10.1007/BF02875461.
- [86] R. S. Parnas and A. J. Salem. A comparison of the unidirectional and radial in-plane flow of fluids through woven composite reinforcements. *Polymer Composites*, 14(5) :383–394, 1993.
- [87] K. L. Adams and L. Rebenfeld. Permeability characteristics of multilayer fiber reinforcements. part i : Experimental observations. *Polymer Composites*, 12(3) :179–185, 1991.
- [88] M. L. Diallo, R. Gauvin, and F. Trochu. Experimental analysis and simulation of flow through multi-layer fiber reinforcements in liquid composite molding. *Polymer Composites*, 19(3) :246–256, 1998.
- [89] Veronica M.A. Calado and Suresh G. Advani. Effective average permeability of multi-layer preforms in resin transfer molding. *Composites Science and Technology*, 56(5) :519–531, 1996.
- [90] Parnas, Flynn, and Dal-Favero. A permeability database for composites manufacturing. *Polymer Composites*, 18 :623–633, 1997.
- [91] Kris Hoes, Daniela Dinescu, Hugo Sol, Marleen Vanheule, Richard S. Parnas, Yiwen Luo, and Ignaas Verpoest. New set-up for measurement of permeability properties of fibrous reinforcements for rtm. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(7) :959–969, 2002.
- [92] R. Pomeroy, S. Grove, J. Summerscales, Y. Wang, and A. Harper. Measurement of permeability of continuous filament mat glass-fibre reinforcements by saturated radial airflow. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(5) :1439 – 1443, 2007.
- [93] Chyi-Lang Lai and Wen-Bin Young. Model resin permeation of fiber reinforcements after shear deformation. *Polymer Composites*, 18(5) :642–648, 1997.
- [94] S.V. Lomov and I. Verpoest. Model of shear of woven fabric and parametric description of shear resistance of glass woven reinforcements. *Composites Science and Technology*, 66(7-8) :919 – 933, 2006.

- [95] J. R. Weitzenbock, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Measurement of three-dimensional permeability. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 29(1-2) :159–169, 1998.
- [96] T. S. Lundstrom, R. Stenberg, R. Bergstrom, H. Partanen, and P. A. Birkeland. In-plane permeability measurements : a nordic round-robin study. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(1) :29–43, 2000.
- [97] B. Markicevic, D. Heider, S.G. Advani, and Shawn Walsh. Stochastic modeling of preform heterogeneity to address dry spots formation in the vartm process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36(6) :851 – 858, 2005.
- [98] Gerd Morren, Massimo Bottiglieri, Sven Bossuyt, Hugo Sol, David Lecompte, Bart Verleye, and Stepan V. Lomov. A reference specimen for permeability measurements of fibrous reinforcements for rtm. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(3) :244 – 250, 2009.
- [99] Michel Lejeune. *Statistique. La théorie et ses applications*. Springer, 2004.
- [100] J. R. Weitzenbock, R.A. Shenoi, and P. A. Wilson. Measurement of principal permeability with the channel flow experiment. *Polymer composites*, 20(2) :321–335, 1998.
- [101] J. R. Weitzenbock, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Radial flow permeability measurement. part a : Theory. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(6) :781–796, 1999.
- [102] J. R. Weitzenbock, R. A. Shenoi, and P. A. Wilson. Radial flow permeability measurement. part b : Application. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(6) :797–813, 1999.
- [103] M. J. Buntain and S. Bickerton. Compression flow permeability measurement : a continuous technique. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(5) :445 – 457, 2003.
- [104] S. Comas-Cardona, C. Binetruy, and P. Krawczak. Unidirectional compression of fibre reinforcements. part 2 : A continuous permeability tensor measurement. *Composites Science and Technology*, 67(3-4) :638–645, 2007.
- [105] S. Drapier, A. Pagot, A. Vautrin, and P. Henrat. Influence of the stitching density on the transverse permeability of non-crimped new concept (nc2) multi-axial reinforcements : measurements and predictions. *Composites Science and Technology*, 62(15) :1979 – 1991, 2002.
- [106] P. Ouagne and J. Bréard. Continuous transverse permeability of fibrous media. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(1) :22 – 28, 2010. Special Issue : Flow Processes in Composite Materials.
- [107] Sebastian Scholz, John W. Gillespie Jr., and Dirk Heider. Measurement of transverse permeability using gaseous and liquid flow. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(9) :2034 – 2040, 2007.

- [108] A. Saouab, J. Breard, P. Lory, B. Gardarein, and G. Bouquet. Injection simulations of thick composite parts manufactured by the rtm process. *Composites Science and Technology*, 61(3) :445–451, 2001.
- [109] Krishna M. Pillai and Murthy S. Munagavalasa. Governing equations for unsaturated flow through woven fiber mats. part 2. non-isothermal reactive flows. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(4) :403–415, 2004.
- [110] Tariq Ouahbi, Abdelghani Saouab, Joel Breard, Pierre Ouagne, and Sylvain Châtel. Modelling of hydro-mechanical coupling in infusion processes. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(7) :1646–1654, 2007.
- [111] *OpenFoam v1.6 User Guide*, July 2009.
- [112] Ling Liu, Bo-Ming Zhang, Dian-Fu Wang, and Zhan-Jun Wu. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. *Composite Structures*, 73(3) :303 – 309, 2006.
- [113] Michelle Leali Costa, Sérgio Frascino M. de Almeida, and Mirabel Cerqueira Rezende. The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. *Composites Science and Technology*, 61(14) :2101 – 2108, 2001.
- [114] T.Staffan Lundström and B. Rikard Gebart. Influence from process parameters on void formation in resin transfer molding. *Polymer Composites*, 15(1) :25 – 33, 1994.
- [115] Doh Hoon Lee, Woo Il Lee, and Moon Koo Kang. Analysis and minimization of void formation during resin transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 66(16) :3281 – 3289, 2006. Manufacturing, Processing and Characterisations of Polymer Composites.
- [116] V. Rohatgi, N. Patel, and L. James Lee. Experimental investigation of flow-induced microvoids during impregnation of unidirectional stitched fiberglass mat. *Polymer Composites*, 17(2) :161–170, 1996.
- [117] Youssef K. Hamidi, Levent Aktas, and M. Cengiz Altan. Three-dimensional features of void morphology in resin transfer molded composites. *Composites Science and Technology*, 65(7-8) :1306 – 1320, 2005.
- [118] Moon Koo Kang, Woo Il Lee, and H. Thomas Hahn. Formation of microvoids during resin-transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 60(12-13) :2427 – 2434, 2000.
- [119] Yung-Tin Chen, H. Ted Davis, and Christopher W. Macosko. Wetting of fiber mats for composites manufacturing : I. visualization experiments. *AIChE Journal*, 41(10) :2261–2273, 1995.
- [120] Yung-Tin Chen, Christopher W. Macosko, and H. Ted Davis. Wetting of fiber mats for composites manufacturing : Ii. air entrapment model. *AIChE Journal*, 41(10) :2274–2281, 1995.

- [121] Bernard Le Neindre. Tensions superficielles des composés organiques. *Techniques de l'Ingénieur*, K 477 :1 – 49, 1993.
- [122] Nicolas Eustathopoulos, Ricci Enrica, and Drevet Béatrice. Tension superficielle. *Techniques de l'Ingénieur*, M 67 :1 –13, 1999.
- [123] Staffan Lundström. Bubble transport through constricted capillary tubes with application to resin transfer molding. *Polymer Composites*, 17(6) :770 – 779, 1996.
- [124] N. Patel, V. Rohatgi, and L. James Lee. Micro scale flow behavior and void formation mechanism during impregnation through a unidirectional stitched fiberglass mat. *Polymer Engineering & Science*, 35(10) :837–851, 1995.
- [125] J. Verrey, V. Michaud, and J.-A.E. Månson. Dynamic capillary effects in liquid composite moulding with non-crimp fabrics. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(1) :92 – 102, 2006.
- [126] T. Staffan Lundström. Bubble transport through constricted capillary tubes with application to resin transfer molding. *Polymer Composites*, 17(6) :770 – 779, 1996.
- [127] Youssef K. Hamidi, Levent Aktas, and M. Cengiz Altan. Effect of packing on void morphology in resin transfer molded e-glass/epoxy composites. *Polymer Composites*, 26 :614–627, 2005.
- [128] J.S. Hayward and B. Harris. The effect of vacuum assistance in resin transfer moulding. *Composites Manufacturing*, 1(3) :161 – 166, 1990.
- [129] T. Staffan Lundström. Measurement of void collapse during resin transfer moulding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(3) :201 – 214, 1997.
- [130] V. Michaud, A. Mortensen, and J. Sommer. Infiltration of fibrous preforms by a pure metal : Part v. influence of preform compressibility. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(2) :471–482, 1999.
- [131] D. Ambrosi and L. Preziosi. Modelling matrix injection through elastic porous preforms. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 29(1-2) :5 – 18, 1998. Selected Papers Presented at the Fourth International Conference on Flow Processes in Composite Material.
- [132] Q. Govignon, S. Bickerton, and P.A. Kelly. Simulation of the reinforcement compaction and resin flow during the complete resin infusion process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(1) :45 – 57, 2010. Special Issue : Flow Processes in Composite Materials.
- [133] K. Han, L. Trevino, L. James Lee, and Ming Liou. Fiber mat deformation in liquid composite molding. i : Experimental analysis. *Polymer Composites*, 14(2) :144–150, 1993.

- [134] Moon kwang Um and Sang kwan Lee. A study on the determination of in-plane permeability of fiber preforms. *Polymer Composites*, 20(6) :771–779, 1999.
- [135] E. Leroy. *Étude et modélisation des propriétés de systèmes réactifs thermodurcissables en cours de réticulation pour la simulation du procédé RTM*. PhD thesis, Institut National de Sciences Appliquées de Lyon, 2000.
- [136] A. Farina and L. Preziosi. Non-isothermal injection molding with resin cure and preform deformability. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(12) :1355 – 1372, 2000.
- [137] Patricia Krawczak. Essais des plastiques renforcés. *Techniques de l'ingénieur*, AM5405, 1997.
- [138] Christian Thiery. Tomographie à rayons x. *Techniques de l'ingénieur*, P 950 :1–24, 2002.
- [139] Joy P. Dunkers, Daniel P. Sanders, Donald L. Hunston, Matthew J. Everett, and William H. Green. Comparison of optical coherence tomography, x-ray computed tomography, and confocal microscopy results from an impact damaged epoxy/e-glass composite. *The Journal of Adhesion*, 78(2) :129–154, 2002.
- [140] J.S.U. Schell, M. Renggli, G.H. van Lenthe, R. Muller, and P. Ermanni. Micro-computed tomography determination of glass fibre reinforced polymer meso-structure. *Composites Science and Technology*, 66(13) :2016 – 2022, 2006.
- [141] P. Badel, E. Vidal-Sallé, E. Maire, and P. Boisse. Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale. *Composites Science and Technology*, 68(12) :2433 – 2440, 2008. Deformation and Fracture of Composites : Analytical, Numerical and Experimental Techniques, with regular papers.
- [142] F. Desplentere, S.V. Lomov, D.L. Woerdeman, I. Verpoest, M. Wevers, and A. Bogdanovich. Micro-ct characterization of variability in 3d textile architecture. *Composites Science and Technology*, 65(13) :1920 – 1930, 2005.
- [143] A. Morales-Rodríguez, P. Reynaud, G. Fantozzi, J. Adrien, and E. Maire. Porosity analysis of long-fiber-reinforced ceramic matrix composites using x-ray tomography. *Scripta Materialia*, 60(6) :388 – 390, 2009.
- [144] Vincent Audureau. Fabrication de protections thermiques ablatives via le procédé rtm. Technical report, Roxel-Protac / Polytech'Orléans, 2008.
- [145] R. Agogué. Dépouillement des résultats des différentes injections. Technical report, Institut PRISME / Roxel, 2009.
- [146] Gabriele Lohmann. *Volumetric Image Analysis*. John Wiley & Sons Ltd and B.G. Teubner, 1998.
- [147] Ehud Artzy, Gideon Frieder, and Gabor T. Herman. The theory, design, implementation and evaluation of a three-dimensional surface detection algorithm. *Computer Graphics and Image Processing*, 15(1) :1 – 24, 1981.

- [148] Azriel Rosenfeld, T. Yung Kong, and Angela Y. Wu. Digital surfaces. *CVGIP : Graphical Models and Image Processing*, 53(4) :305 – 312, 1991.
- [149] François Trochu, Edu Ruiz, Vincent Achim, and Sofiane Soukane. Advanced numerical simulation of liquid composite molding for process analysis and optimization. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(6) :890 – 902, 2006. Selected Contributions from the 7th International Conference on Flow Processes in Composite Materials held at University of Delaware, USA.
- [150] E. Ruiz, V. Achim, S. Soukane, F. Trochu, and J. Breard. Optimization of injection flow rate to minimize micro/macro-voids formation in resin transfer molded composites. *Composites Science and Technology*, 66(3-4) :475–486, 2006.





Romain AGOQUÉ

## Analyse expérimentale et numérique de la fabrication de pièces composites par le procédé RTM

Cette thèse s'intéresse à la fabrication de pièces composites par le procédé Resin Transfert Molding (ou RTM), appliquée à des tubes de protection thermiques. Plus particulièrement, cette thèse vise à démontrer la faisabilité d'utiliser ce procédé pour la fabrication cette pièce complexe. La phase d'imprégnation de préformes sèches est plus particulièrement étudiée. Après mise en oeuvre, cette pièce peut présenter des défauts tels que de la porosité ou des déplacements de plis constituant la préforme. L'objectif de cette thèse est donc de comprendre l'origine de ces défauts et de minimiser voire de d'empêcher leur apparition.

Pour cela, une démarche expérimentale a été mise en place. Celle ci comprend la réalisation d'un pilote de laboratoire permettant d'appliquer différentes conditions d'imprégnation aux préformes considérées. La perméabilité des renforts considérés a aussi été évaluée à différentes échelles grâce à l'utilisation de moyen dédiés à l'échelle macroscopique (banc de perméabilité planaire et transverse), et grâce à l'utilisation d'un code de calcul se basant sur des images de tomographie synchrotron à l'échelle microscopique. Enfin, une analyse de la qualité des prototypes réalisés a été menée en suivant des procédures mises en place lors de ce projet et les résultats analysés et mis en relation avec les conditions de mise en oeuvre.

Cette approche expérimentale est couplée aux simulations numériques de la phase d'imprégnation que nous avons aussi mise en oeuvre au cours de cette thèse. Par l'utilisation combinée de la simulation numérique et des essais expérimentaux, nous avons défini des critères estimant le risque d'apparition des défauts. Ces critères ont montré leur efficacité sur les solutions innovantes que nous avons proposées puisque répondant aux exigences du cahier des charges industriel.

Mots clés : RTM, perméabilité, simulation, procédé, Darcy, porosité, couplage hydromécanique

## Experimental and numerical study of the manufacturing of composite parts using the RTM process

This work concerns the manufacturing of composite parts using the Resin Transfer Molding (RTM) process. A major goal of this study is to test the feasibility of using this process to manufacture a thick tubular part with a complex shape. This study concerns the different stages of the process with an important focus on the injection step of dry preforms. The goal of this thesis is to understand the generation of manufacturing defect (mainly porosity and preform deformation) that possibly takes place during the injection step to avoid them. An experimental procedure is proposed. An experimental setup was developed to study the influence of the different process parameters on the quality of the composite parts. The determination of the longitudinal and through the thickness permeabilities was conducted experimentally on sheared and un-sheared samples. An alternative technique to estimate the permeability is presented based on simulation software using X-ray tomography images at the microscale. At last, a quality control procedure was developed and applied to the tubes manufactured within this project.

This experimental work was compared to numerical simulations of the injection stage. Using both numerical simulations and experiments, criteria on process and material parameters to predict the quality of the tailored parts are presented. Those criteria are successfully compared to experimental data and were applied to design innovative injection solutions that meet industrial specifications.

Keywords : RTM, permeability, simulation, process, Darcy, porosity, hydro-mechanical coupling



Institut PRISME - Équipe MMH -  
Polytech'Orléans  
8, rue Léonard de Vinci 45072 Orléans - FRANCE

