



HAL
open science

Modélisation et suivi du procédé par infusion de résine sur une nouvelle génération de renforts structuraux pour l'aéronautique

Maxime Blais

► To cite this version:

Maxime Blais. Modélisation et suivi du procédé par infusion de résine sur une nouvelle génération de renforts structuraux pour l'aéronautique. Autre. Université de Lyon, 2016. Français. NNT : 2016LYSEM003 . tel-01665190

HAL Id: tel-01665190

<https://theses.hal.science/tel-01665190>

Submitted on 15 Dec 2017

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.



NNT : 2016LYSEM003.

Thèse

présentée par

Maxime BLAIS

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Mécanique et ingénierie

Modélisation et suivi du procédé par infusion de résine sur une nouvelle génération de renforts structuraux pour l'aéronautique

Soutenue à Saint-Étienne, le 16 mars 2016

Membres du jury

Président :	M. Jean-Michel Bergheau	Pr., ENISE, Saint-Étienne
Rapporteurs :	M. Frédéric Feyel	Pr., Safran-CRT, Magny-les-Hameaux
	M. Philippe Boisse	Pr., INSA de Lyon, Villeurbanne
Examineur :	M. Carlos González	Dr., IMDEA Materials, Madrid
	M. Sébastien Comas-Cardona	Pr., ECN, Nantes
Directeur de thèse :	M. Sylvain Drapier	Pr., MINES Saint-Étienne, Saint-Étienne
Co-encadrants :	M. Pierre-Jacques Liotier	Dr., MINES Saint-Étienne, Saint-Étienne
	M. Nicolas Moulin	Dr., MINES Saint-Étienne, Saint-Étienne
Encadrant industriel :	M. Jean-Marc Beraud	Ing., Hexcel Reinforcements, Les Avenières

Spécialités doctorales	Responsables :	Spécialités doctorales	Responsables
SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX MECANIQUE ET INGENIERIE GENIE DES PROCEDES SCIENCES DE LA TERRE SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT	K. Wolski Directeur de recherche S. Drapier, professeur F. Gruy, Maître de recherche B. Guy, Directeur de recherche D. Graillet, Directeur de recherche	MATHEMATIQUES APPLIQUEES INFORMATIQUE IMAGE, VISION, SIGNAL GENIE INDUSTRIEL MICROELECTRONIQUE	O. Roustant, Maître-assistant O. Boissier, Professeur JC. Pnoli, Professeur A. Dolgui, Professeur S. Dauzere Peres, Professeur

EMSE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

ABSI	Nabil	CR	Génie industriel	CMP
AVRIL	Stéphane	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
BALBO	Flavien	PR2	Informatique	FAYOL
BASSEREAU	Jean-François	PR	Sciences et génie des matériaux	SMS
BATTAIA-GUSCHINSKAYA	Olga	CR	Génie industriel	FAYOL
BATTON-HUBERT	Mireille	PR2	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BERGER DOUCE	Sandrine	PR2	Sciences de gestion	FAYOL
BIGOT	Jean Pierre	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaid	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BLAYAC	Sylvain	MA(MDC)	Microélectronique	CMP
BOISSIER	Olivier	PR1	Informatique	FAYOL
BONNEFOY	Olivier	MA(MDC)	Génie des Procédés	SPIN
BORBELY	Andras	MR(DR2)	Sciences et génie des matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	PR2	Génie Industriel	FAYOL
BRODHAG	Christian	DR	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BRUCHON	Julien	MA(MDC)	Mécanique et ingénierie	SMS
BURLAT	Patrick	PR1	Génie Industriel	FAYOL
COURNIL	Michel	PR0	Génie des Procédés	DIR
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR1	Génie Industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image Vision Signal	CIS
DELAFOSSSE	David	PR0	Sciences et génie des matériaux	SMS
DELORME	Xavier	MA(MDC)	Génie industriel	FAYOL
DESRAYAUD	Christophe	PR1	Mécanique et ingénierie	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR0	Génie Industriel	FAYOL
DRAPIER	Sylvain	PR1	Mécanique et ingénierie	SMS
FAVERGEON	Loïc	CR	Génie des Procédés	SPIN
FEILLET	Dominique	PR1	Génie Industriel	CMP
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
GAVET	Yann	MA(MDC)	Image Vision Signal	CIS
GERINGER	Jean	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	CIS
GOEURIOT	Dominique	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GONDRAN	Natacha	MA(MDC)	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences et génie de l'environnement	SPIN
GROSSEAU	Philippe	DR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	PR1	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	DR	Sciences de la Terre	SPIN
HAN	Woo-Suck	MR	Mécanique et ingénierie	SMS
HERRI	Jean Michel	PR1	Génie des Procédés	SPIN
KERMOUCHE	Guillaume	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
KLOCKER	Helmut	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
LERICHE	Rodolphe	CR	Mécanique et ingénierie	FAYOL
LI	Jean-Michel		Microélectronique	CMP
MALLIARAS	Georges	PR1	Microélectronique	CMP
MAURINE	Philippe	Ingénieur de recherche	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
MONTHEILLET	Frank	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
MOUTTE	Jacques	CR	Génie des Procédés	SPIN
NEUBERT	Gilles	PR	Génie industriel	FAYOL
NIKOLOVSKI	Jean-Pierre	Ingénieur de recherche		CMP
NORTIER	Patrice	PR1		SPIN
OWENS	Rosin	MA(MDC)	Microélectronique	CMP
PICARD	Gauthier	MA(MDC)	Informatique	FAYOL
PIJOLAT	Christophe	PR0	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean Charles	PR0	Image Vision Signal	CIS
POURCHEZ	Jérémy	MR	Génie des Procédés	CIS
ROBISSON	Bruno	Ingénieur de recherche	Microélectronique	CMP
ROUSSY	Agnès	MA(MDC)	Génie industriel	CMP
ROUSTANT	Olivier	MA(MDC)	Mathématiques appliquées	FAYOL
ROUX	Christian	PR	Image Vision Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences et génie des matériaux	SMS
TRIA	Assia	Ingénieur de recherche	Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	PR2	Sciences et génie des matériaux	SMS
VIRICELLE	Jean Paul	DR	Génie des Procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR1	Génie industriel	CIS
YUGMA	Gallian	CR	Génie industriel	CMP

ENISE : Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

BERGHEAU	Jean-Michel	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
BERTRAND	Philippe	MCF	Génie des procédés	ENISE
DUBUJET	Philippe	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FEULVARCH	Eric	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FORTUNIER	Roland	PR	Sciences et Génie des matériaux	ENISE
GUSSAROV	Andrey	Enseignant contractuel	Génie des procédés	ENISE
HAMDI	Hédi	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SMUROV	Igor	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
TOSCANO	Rosario	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
ZAHOUANI	Hassan	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE

À ma famille.

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du département Mécanique et Procédés d'Élaboration (MPE) de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne et dans les locaux d'Hexcel Renforcements situés à Les Avenières. Une thèse n'étant pas un travail réalisé en solitaire, loin de là..., je souhaite remercier, ici, l'ensemble des personnes qui m'ont aidé, soutenu ou encouragé tout au long de ces trois années.

En premier lieu, mes remerciements s'adressent à mon directeur de thèse, Sylvain Driapier et à mon encadrant industriel, Jean-Marc Beraud, pour avoir accepté de me confier ce travail. Je les remercie vivement pour la confiance et pour les conseils avisés qu'ils n'ont cessés d'apporter lors de cette étude. Mes remerciements s'adressent également à mes deux co-encadrants, Pierre-Jacques Liotier et Nicolas Moulin, pour l'attention et la patience sans faille dont ils ont su faire preuve pendant ces trois années. Sylvain, Jean-Marc, Pierre-Jacques, Nicolas, je n'oublierai jamais les discussions scientifiques (mais pas que), parfois mouvementées, mais toujours enrichissantes. Je vous dois beaucoup à tous les quatre.

Je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury : Monsieur Jean-Michel Berghéau qui a fait l'honneur d'accepter la présidence du Jury, Messieurs Frédéric Feyel et Philippe Boisse pour avoir accepté d'être rapporteurs de cette thèse et enfin Messieurs Carlos González et Sébastien Comas-Cardona pour leur participation à ce jury.

J'adresse également mes remerciements à l'ensemble des membres du département MPE et aux personnes installées en J3 pour leur aide, pour les discussions constructives réalisées autour de la machine à café et pour tous les autres bons moments passés ensemble. Je remercie particulièrement Julien, Eric et Joël pour leurs conseils et l'aide qu'ils ont pu m'apporter tout au long de ce projet. Je remercie également tous les doctorants du K4 et du J3 avec qui j'ai pu sympathiser, notamment Arnaud et Monica avec qui j'ai eu le plaisir de partager le bureau mais je n'oublie certainement pas Étienne, Lisa, Jeremy, Robin, Mathieu, Loïc, Lara, Fei, Dina, Hussein et bien d'autres...

J'adresse également de profonds remerciements à tous mes collègues au sein de la société Hexcel. Je remercie l'ensemble des membres des équipes renforts, technologies d'applications et caractérisation pour le temps qu'ils ont pu prendre pour répondre à mes questions et me former aux matériels et méthodes de fabrication. Mais je les remercie également pour les moments passés autour d'un repas (à la bièvre) ou encore autour d'un café en découvrant et partageant des croissants ou un délicieux Saint-Genix tiède.

Enfin je souhaite remercier ceux qui comptent le plus à mes yeux, ma famille. En premier lieu je souhaite remercier mes parents et Amélie pour m'avoir toujours soutenu dans mes projets et pour m'avoir accompagné jusqu'à la soutenance. Enfin, je remercie profondément toutes les autres personnes de ma famille, Antoine mon frère, Pauline ma sœur ainsi que mes cousins/cousines, oncles et tantes, et sans oublier mes grand-parents, malgré la distance vous avez toujours été et resterez toujours une source de soutien, de motivation et de réconfort.

Table des matières

Notations	xi
Introduction	xv
1 Contexte et enjeux de l'étude	1
1.1 Matériaux composites : les constituants	2
1.1.1 Les fibres	2
1.1.2 La matrice	3
1.2 Les procédés de fabrication des CMO	5
1.2.1 Les procédés par voie sèche : les pré-imprégnés	6
1.2.2 Les procédés par voie humide	7
1.3 L'entreprise Hexcel et les renforts	9
1.3.1 Architecture des renforts	10
1.3.2 Le développement d'un renfort sec de hautes performances pour les applications LCM : le renfort HiTape ®	12
1.3.3 Motivations et enjeux de l'étude	13
1.4 État de l'art sur la modélisation des procédés LCM	14
1.4.1 Définition des échelles de modélisation	15
1.4.2 Modélisation du procédé à l'échelle macroscopique	16
1.4.3 Vers la modélisation aux échelles mésoscopiques et microscopiques	18
1.5 Conclusion	21
2 Caractérisation et suivi des paramètres du procédé	23
2.1 Les enjeux liés à l'infusion	23
2.1.1 La maîtrise des paramètres du procédé	24
2.1.2 Les enjeux liés à la santé matière	27
2.1.3 Définition d'un plan d'expérience	30
2.2 Mise en place d'infusions instrumentées	33
2.2.1 Choix d'une instrumentation pour le procédé	33
2.2.2 La caractérisation de la température par thermocouple	34
2.2.3 Suivi de procédé par capteurs à fibre optique	36
2.2.4 Protocoles de préparation et d'infusion	42
2.3 Analyse des infusions et résultats expérimentaux	46
2.3.1 Analyse du suivi de procédé	46
2.3.2 Analyse de la porosité	52
2.3.3 Analyse de l'épaisseur et du taux volumique de fibres	55
2.4 Conclusion	59

3	Modélisation des écoulements fluides	61
3.1	La modélisation des écoulements fluides : phénomènes et représentation	61
3.1.1	A l'échelle microscopique	62
3.1.2	Aux échelles mésoscopiques et macroscopiques	62
3.1.3	Enjeux numériques et choix d'un modèle	64
3.2	Résolution des problèmes fluides	65
3.2.1	Formulation des problèmes de Darcy et de Stokes	65
3.2.2	Stabilisation des formulations	67
3.2.3	Validation de la formulation du problème de Darcy	72
3.3	Caractérisation des renforts pour la simulation du problème d'écoulement fluide	77
3.3.1	Enjeux associés à la caractérisation de la perméabilité	77
3.3.2	Mesure et caractérisation de la perméabilité transverse	80
3.4	Conclusion	85
4	Gestion des interfaces et du couplage Stokes-Darcy	87
4.1	Capture d'interface par méthode Level-Set	87
4.1.1	Transport de la fonction Level-Set	88
4.1.2	Réinitialisation de la fonction Level-set	90
4.1.3	Définition d'un pas de temps automatique pour la convection	92
4.2	Couplage et prise en compte des interfaces dans l'écoulement	93
4.2.1	Définition du problème couplé Stokes-Darcy	93
4.2.2	Intégration des interfaces dans un cadre Level-Set	96
4.3	Cas tests de validation	98
4.3.1	Cas tests de validation des Level-Set	99
4.3.2	Performances des méthodes d'intégration	101
4.3.3	Remplissage bi-dimensionnel orthotrope : cas d'une injection cen- trale	103
4.4	Conclusion	107
5	Modélisation et simulation du comportement mécanique des préformes	109
5.1	Formulation du problème de mécanique des solides	109
5.1.1	Description du problème	110
5.1.2	Formulations forte et faible du problème de mécanique des solides	113
5.2	Caractérisation du comportement mécanique des préformes	115
5.2.1	Enjeux associés à la caractérisation du comportement des préformes	115
5.2.2	Banc expérimental et protocole d'essai	118
5.2.3	Comportement sec des préformes	120
5.3	Modélisation du comportement des préformes	122
5.3.1	Loi de comportement des préformes	122
5.3.2	Modélisation du comportement transverse	125
5.4	Simulation du comportement des préformes	128
5.4.1	Résolution du problème avec un algorithme de Newton-Raphson	129
5.4.2	Validation des outils sur un cas test de validation	131
5.5	Conclusion	132

6	Simulation du procédé de fabrication par infusion	133
6.1	Modélisation d'une infusion	133
6.1.1	Algorithme de couplage gestion du taux volumique de fibre . . .	133
6.1.2	Modélisations du procédé et conditions aux limites imposées . . .	136
6.2	Résultats et confrontation avec les observations expérimentales	141
6.2.1	Simulation de l'infusion de la configuration AU_UD_0	141
6.2.2	Synthèse des confrontations expérimentale-numérique	148
6.3	Vers un changement d'échelle de modélisation	153
6.3.1	Simulation de l'infusion d'une pièce complexe	153
6.3.2	Vers la simulation de problèmes à l'échelle mésoscopique	160
6.4	Conclusion	164
	Conclusion	167
A	De la problématique des écoulements en conduite à l'équation de Darcy	171
A.1	Le modèle de Darcy-Weisbach	171
A.2	Le modèle de Darcy	172
B	Solutions analytiques pour les équations de Darcy	175
B.1	Résolution des équations de Darcy en 1D	175
B.1.1	Solution analytique	175
B.1.2	Limite à cette solution	176
B.2	Écoulement 2D radial	177
B.2.1	Cas d'une perméabilité isotrope	177
B.2.2	Cas d'une perméabilité orthotrope	179
B.3	Écoulement 3D radial	180
B.3.1	Cas d'une perméabilité isotrope	180
B.3.2	Cas d'une perméabilité orthotrope	181
C	Préparation et analyse des échantillons micrographiques	183
C.1	Préparation des échantillons	183
C.1.1	Position des échantillons	183
C.1.2	Enrobage et polissage	185
C.2	Acquisition et traitement des images	187
C.2.1	Acquisition	187
C.2.2	Analyse et traitement d'image	187
C.2.3	Incertitudes de mesure	189
C.2.4	Tableau de résultats	191
D	Gestion du taux volumique de fibres	193
D.1	Equation de conservation de la masse	193
D.2	Résolution basée sur le Jacobien de la transformation	194
D.3	Résolution par éléments finis	195

E Les éléments finis enrichis	199
E.1 Principe de l'enrichissement des éléments	199
E.1.1 Enrichissement des espaces de solution	199
E.1.2 Méthodes X-FEM et E-FEM	200
E.2 Enrichissements développés	202
E.2.1 Enrichissement proposé par Ausas <i>et al.</i> (2012)	202
E.2.2 Enrichissement proposé par Coppola-Owen <i>et al.</i> (2005)	203
E.2.3 Autre méthode d'enrichissement proposée (Ausas <i>et al.</i> 2010)	205
E.2.4 Simulations avec des éléments finis enrichis	207
Table des figures	213
Liste des tableaux	219
Bibliographie	221

Notations

Liste des symboles

Symboles Généraux

α	Degré de réticulation
C_p	Capacité thermique massique isobare
Cte	Coefficient d'expansion thermique
dim	Dimension du problème
η	Viscosité dynamique
E	Module d'élasticité
e_p	Épaisseur
\mathbf{f}	Force volumique
G	Module de cisaillement
γ	Tension de surface
Γ	Interface
h	Terme source/puits
h_e	Taille de maille d'un élément
H	Fonction Heaviside
H_{tr}	Enthalpie totale de réticulation
\mathbf{I}	Tenseur identité
κ	Courbure
K	Perméabilité (scalaire)
L_{fil}	Largeur d'un fil
L_g	Largeur d'un gap
λ	Coefficient de conduction thermique (scalaire)
M	Masse molaire
\mathbf{n}	Vecteur unitaire normal à une frontière
ν	Coefficient de Poisson
Ω	Domaine courant
Ω_h	Domaine courant discret (maillage)
Ω_h^e	Domaine courant associé à un élément du maillage
p	Pression hydrostatique
ϕ	Fonction Level-Set
Φ	Densité de flux de chaleur
R	Limite à la rupture
Re	Nombre de Reynolds
R_M	Réfractivité molaire du milieu
ρ	Masse volumique
s	saturation (rapport du volume de résine sur le volume de pores)
σ	Tenseur des contraintes de Cauchy
σ_{pli}	Masse surfacique d'un pli de renfort
σ_p	Écart type (observé sur une plaque)
t	Temps

tvf	Taux volumique de fibre
T	Température
θ	Angle
τ	Tenseur des contraintes de cisaillement
\mathbf{u}	Déplacement
\mathbf{v}	Vitesse
\mathbf{x}	Coordonnées d'un point dans la configuration courante

Symboles Spécifiques

Symboles associés au suivi par fibres optiques

n_{co}	Indice de réfraction du coeur (fibres optiques)
n_{cl}	Indice de réfraction de la gaine (fibres optiques)
n_{ext}	Indice de réfraction du milieu extérieur
ON	Angle d'Ouverture Numérique (fibres optiques)
θ_{cr}	Angle d'ouverture critique
θ_i	Angle d'incidence

Symboles associées au problème de mécanique des fluides

s et d	Indices associés aux problèmes de Stokes et de Darcy
A_{CK}	Constante du modèle de Carman-Kozeny
A_{Ch} et B_{Ch}	Constantes du modèle de Chierici
α_{bjs}	Coefficient de glissement associé à la condition de Beaver-Joseph-Saffman
c_1	constante de stabilisation du problème de Stokes
c_u	constante de stabilisation du problème de Darcy
c_p	Constante de stabilisation du problème de Darcy
$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v})$	Tenseur des taux de déformation
ϵ_H	Paramètre associé à la régularisation d'une fonction de Heaviside
η_r	Viscosité dynamique de la résine
η_a	Viscosité dynamique de l'air
H_s	Fonction Heaviside valant 1 dans le domaine de Stokes
H_d	Fonction Heaviside valant 1 dans le domaine de Darcy
H_f	Fonction Heaviside valant 1 sur le domaine imprégné par la résine
H_{sin}	Fonction Heaviside régularisée (sinusoïdale).
H_{lin}	Fonction Heaviside régularisée (linéaire par morceaux).
L_0	Longueur caractéristique du domaine
\bar{K}	Perméabilité moyenne représentative (scalaire)
K_p	Perméabilité dans le plan du renfort
K_t	Perméabilité transverse du renfort
\mathbf{K}	Perméabilité (tenseur)
q	Champ test en pression
τ_p	Paramètre de stabilisation en pression du problème de Darcy
τ_q	Paramètre de stabilisation en pression du problème de Stokes
τ_u	Paramètre de stabilisation en vitesse du problème de Darcy
τ_v	Paramètre de stabilisation en vitesse du problème de Stokes
\mathbf{v}_c	Vitesse de convection
\mathbf{w}	champ test en vitesse

Symboles associés au problème de mécanique des solides

a_g	Paramètre du modèle de Gutowski
C	Tenseur de Cauchy-Green gauche
D	Tenseur des taux de déformation Eulérien
E	Tenseur de Green-Lagrange
\dot{E}	Tenseur des taux de déformation Lagrangien
F	Tenseur gradient de la transformation
J	Jacobien de la transformation
Π	Premier tenseur de Piola-Kirchoff
Ω_0	Domaine initial non déformé
$\Omega_{0,h}$	Domaine initial non déformé discret
R	Tenseur de rotation
S	Second tenseur de Piola-Kirchoff
σ_{hydro}	Tenseur des contraintes hydrostatique
σ_{eff}	Contraintes reprises par le renfort
U	Tenseurs d'élongations
X	Coordonnées dans la configuration initiale Ω^0

Symboles associés aux fonctions Level-Set

$\check{\epsilon}$	Paramètre associé à une Level-Set filtrée
ϵ_r	Paramètre de correction de la vitesse de réinitialisation
$\Gamma_{s/d}$	Interface Stokes Darcy
Γ_f	Front de fluide
ϕ^*	Champ test du problème Level-Set
$\tilde{\phi}^*$	Champ test stabilisé
$\check{\phi}$	Fonction Level-Set filtrée
$\phi_{s/d}$	Fonction Level-Set représentant $\Gamma_{s/d}$
ϕ_{plis}	Fonction Level-Set représentant les plis d'une préforme
ϕ_f	Fonction Level-Set représentant
τ	Pas de temps de réinitialisation
\mathbf{v}_r	Vitesse de réinitialisation

Opérateurs

$\frac{\partial x}{\partial t}$	Dérivée partielle de x par rapport à t
$\frac{Dx}{Dt}$	Dérivée particulaire de x par rapport à t
∇	L'opérateur gradient
∇_{Γ}	L'opérateur gradient surfacique
div	L'opérateur divergence

Liste des acronymes

Matériaux

PAN	Polyacrylonitrile (précurseur des fibres de carbone)
HR	Haute Résistance (fibres de carbone)
HM	Haut Module (fibres de carbone)
IM	Module Intermédiaire (fibres de carbone)
CMO	Composite à Matrice Organique
CMC	Composite à Matrice Céramique
CMM	Composite à Matrice Métallique
UD	UniDirectionnel
QI	Quasi-Isotrope

Procédés

LCM	Liquid Composite Molding
RTM	Resin Transfer Molding
LRI	Liquid Resin Infusion
VARTM	Vacuum Assisted Resin Transfer Molding
CRTM	Compression Resin Transfer Molding
RFI	Resin Film Infusion
AFP	Automated Fiber Placement
ATL	Automated Tape Laying

Méthodes numériques

VOF	Volume Of Fluid
SUPG	Streamline Upwind/Petrov-Galerkin
ASGS	Algebraic Sub-Grid Scale
HVM	Hughes Variational Multiscale
BJS	Condition de Beaver-Joseph-Saffman
SLR	Surface Local Reconstruction
CSF	Continuum Stress Force
FEM	Finite Element Method
E-FEM	Enriched Finite Element Method
X-FEM	Extended Finite Element Method

Introduction

Les matériaux composites sont le résultat de l'assemblage d'au moins deux composants qui, par l'association de leurs qualités respectives, permettent d'obtenir un nouveau matériau aux propriétés innovantes. Les composites structuraux sont ainsi généralement constitués d'un renfort, participant à la tenue mécanique (fibres), et d'une matrice permettant d'assurer la cohésion de la structure (résine). Les matériaux offrent ainsi de nouvelles voies d'optimisation et de conception qui ne pourraient être envisagées avec des matériaux traditionnels. L'intérêt est alors d'optimiser la nature, le nombre, la position et l'orientation des fibres afin de satisfaire aux sollicitations prévues en service.

En raison de la grande diversité des renforts, des matrices, et éventuellement de l'ajout d'additifs, les composites sont des matériaux dont les capacités d'adaptation et d'optimisation n'ont de limites que l'imagination et la maîtrise des procédés qui leurs sont associés. Nous pouvons observer depuis quelques années de véritables révolutions dans le domaine des composites, modifiant les manières de penser, de concevoir et de fabriquer. Ces changements apparaissent dans l'ensemble des domaines industriels que sont l'industrie du transport, du loisir ou encore du bâtiment. Le développement des matériaux composites est notamment poussé par le domaine aéronautique dans lequel apparaissent actuellement des structures contenant jusqu'à 53% en masse de composites (A350).

Dans le contexte des structures primaires aéronautiques, les fibres utilisées sont principalement des fibres de carbone. Ce sont des fibres synthétiques dont le diamètre est de l'ordre de 5 à 7 μm mais dont la longueur peut atteindre plusieurs kilomètres. L'utilisation de ces fibres permet ainsi d'avoir une continuité des propriétés sur la totalité de structure et engendre des possibilités d'optimisation importantes. Toutefois, jusqu'à présent, le design de la pièce a trop souvent été défini indépendamment du procédé de fabrication et des matériaux utilisés. Les solutions techniques devant être employées pour fabriquer ces géométries présentent souvent des coûts importants. L'intégration des méthodes de fabrication, au plus tôt dans la chaîne de conception d'un produit, permettrait d'optimiser les géométries et les matériaux, mais également les coûts de développement, de fabrication et également mener à des augmentations de cadences de fabrication. A cette fin, le développement d'outils de simulation robustes et prédictifs des procédés de fabrication est décisif pour valider l'ensemble géométrie-matériaux-procédé associé à une pièce. De plus, la pertinence des simulations numériques peut également apporter des outils de compréhension et d'analyse permettant d'optimiser le procédé.

La plupart des pièces hautes performances fabriquées dans l'aéronautique sont actuellement basées sur des solutions technologiques et des procédés de fabrication par voie « pré-imprégnés ». Ce type de procédé de fabrication consiste à réaliser un semi-produit constitué d'un mélange fibre/résine contrôlé qui sera ensuite mis en œuvre sur des moules, puis consolidé, pour donner sa forme finale au produit. Ce procédé de fabrication est aujourd'hui la référence en termes de qualité, et donc de performances mécaniques et robustesse des pièces fabriquées. Toutefois, ces technologies induisent des coûts importants vis-à-vis du matériel et des infrastructures associées. Ces coûts sont notamment induits

par l'utilisation d'autoclaves, mais proviennent également des conditions contraignantes de stockage (chambres frigorifiques) nécessitant une logistique importante.

Afin de réduire les coûts de fabrication et de stockage des matériaux, l'industrie s'oriente actuellement sur des procédés de fabrication LCM (Liquid Composite Molding). Ces solutions technologiques consistent à conserver de manière séparée les fibres et la résine jusqu'à l'étape finale visant à consolider la géométrie de la pièce. Avec ces technologies, la conception et la mise en forme des renforts fibreux secs est moins contraignante, car réalisée indépendamment des problèmes induits par la présence et le durcissement de la résine (cela permet d'envisager d'autres techniques de mise en forme). Une des difficultés de ces procédés de fabrication réside alors dans la maîtrise de la phase d'imprégnation des fibres par la résine sur les géométries complexes (complexité associée à la forme de la pièce mais également à l'architecture/organisation locale des réseaux de fibres). L'imprégnation de l'architecture fibreuse par la résine est réalisable par injection (la résine est « poussée » dans le renfort) ou par infusion (la résine est « aspirée » en imposant une dépression dans le renfort). Pour les pièces de très grandes dimensions, c'est le procédé par infusion qui est le plus prometteur, car les forces associées aux pressions d'injection engendrent des coûts et contraintes importantes pour la fabrication des moules. Le procédé par infusion étant réalisé sous-vide, le contre-moule n'est pas indispensable et le plus souvent remplacé par une bâche souple.

Le développement d'architectures fibreuses unidirectionnelles sèches, pour être appliqué à des pièces primaires aéronautiques (pièces structurales de type aile, fuselage...), a été un défi majeur de ces dernières années. Pour répondre à cette problématique, le développement de renforts cousus (NCF : Non Crimp Fabrics) et actuellement du renfort HiTape® (renfort non-tissé et non-cousu développé par la société Hexcel) sont des avancées majeures dans la conception de préformes fibreuses sèches hautes performances. En plus des avantages associés aux NCF, le renfort HiTape® est adapté aux méthodes automatisées de drapage des préformes. Ce paramètre augmente sensiblement la précision de la dépose et les cadences de fabrication de pièces aux géométries complexes. Les pièces fabriquées avec ces matériaux présentent des propriétés mécaniques égales ou supérieures à celles réalisées via des pré-imprégnés. En contre-partie, l'architecture très dense de ces matériaux peut faire apparaître des difficultés lors de sa mise en œuvre, qu'il est nécessaire de comprendre et maîtriser (notamment en vue de contrôler la santé matière des structures ainsi élaborées).

Les travaux entrepris dans cette étude s'inscrivent dans cadre du développement du renfort HiTape® et principalement dans sa mise en œuvre par infusion. L'objectif de ces travaux est double. Le premier est de mettre en avant les difficultés expérimentales associées à la mise en œuvre de ces matériaux. Le deuxième consiste à apporter des outils de compréhension et de simulation permettant de mettre en évidence ces phénomènes. Afin d'augmenter la taille des pièces pouvant être fabriquées, une voie de développement envisagée consiste à insérer dans les préformes des espaces permettant à la résine de se déplacer plus librement et sera abordée dans ces travaux.

La présentation de ce travail est décomposée en six chapitres :

- Le premier chapitre introductif est consacré à une présentation générale des matériaux composites. Il détaille les types de renforts et matrices utilisés dans l'industrie aéronautique ainsi que les procédés de fabrication et les enjeux associés à la simulation du procédé de fabrication par infusion dans un cadre multi-physique.
- Par le biais d'un suivi de procédé adapté, le second chapitre vise à définir les grandeurs caractéristiques du procédé sur une géométrie de pièce simple. L'effet de l'architecture locale du renfort sera mis en avant par le plan d'expérience pour caractériser son influence sur l'écoulement de la résine et sur la santé matière résultante. Ces caractérisations viseront ainsi à définir les physiques et phénomènes qui seront à modéliser et simuler par le biais d'outils numériques pertinents.
- Le troisième chapitre présente les méthodes numériques utilisées pour résoudre séparément les modèles de Stokes et de Darcy modélisant les écoulements de la résine au cours du procédé. À l'échelle des pièces fabriquées, ces modèles sont utilisés respectivement pour modéliser l'écoulement de la résine dans les canaux d'arrivée de résine (drainants) et dans les préforme fibreuses. Enfin, la définition, la caractérisation, et la modélisation des paramètres d'entrée de ces modèles seront présentées.
- Le quatrième chapitre traite des problèmes de représentation des interfaces dans le modèle et du couplage entre les problèmes de Stokes et de Darcy. En utilisant une méthode Level-Set pour représenter l'interface Stokes-Darcy et le front de fluide, les outils numériques utilisés pour coupler fortement les deux problèmes fluides et gérer le déplacement du front seront présentés.
- Le cinquième chapitre aborde la déformation mécanique des préformes. Celles-ci se déforment sous l'action du sac à vide et de la pression de la résine. La formulation Lagrangienne utilisée pour traiter la déformation non-linéaire des matériaux sera présentée. Enfin ce chapitre présentera les essais mis en place pour caractériser et modéliser le comportement des préformes.
- Le dernier chapitre sera consacré à l'application de l'ensemble des outils numériques à la simulation du procédé de fabrication par infusion. En analysant l'influence des paramètres du procédé, une confrontation entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux sera présentée. Enfin, ces résultats feront l'objet de perspectives de développement dont les enjeux seront présentés sur deux cas de simulation. Le premier concerne la problématique associée à la simulation du procédé sur des pièces de géométries complexes. Le second concerne la prise en compte, à l'échelle du procédé, de phénomène agissant à des échelles plus petite (phénomènes capillaires).

1

Contexte et enjeux de l'étude

Sommaire

- 1.1 Matériaux composites : les constituants
- 1.2 Les procédés de fabrication des CMO
- 1.3 L'entreprise Hexcel et les renforts
- 1.4 État de l'art sur la modélisation des procédés LCM
- 1.5 Conclusion

Introduction

Par définition, les matériaux composites sont des matériaux constitués d'un minimum de deux éléments distincts. Par l'association d'éléments aux propriétés complémentaires, l'objectif est de créer de nouveaux matériaux avec des caractéristiques qu'aucun des éléments pris séparément ne possède. Cette définition des matériaux composites reste très générale et peut englober un grand nombre de matériaux hétérogènes tels le bois ou les alliages métalliques. Ces matériaux ne sont pas considérés comme faisant partie de la famille des composites pour certains domaines d'application. Actuellement, on appelle communément « matériaux composites » des arrangements de fibres (constituant le renfort) noyés dans une matrice [1]. Le renfort confère alors à la pièce ses propriétés mécaniques et la matrice a pour rôle d'assurer la cohésion de l'ensemble fibreux, donnant également sa forme au produit.

Outre leur nature, les matériaux composites se distinguent des matériaux classiques par le fait que le matériau et la géométrie de la pièce sont obtenus simultanément. Cette particularité permet d'adapter la microstructure de la pièce à l'usage et aux sollicitations rencontrés en service. L'adaptabilité de ces matériaux est un avantage incontestable et explique leur utilisation croissante. Toutefois, la qualité et les coûts de réalisation et de développement d'une pièce sont très fortement dépendants de la compréhension et de la maîtrise du procédé de fabrication associé.

Ce chapitre a pour objectif de présenter les constituants et les procédés de fabrication associés à la fabrication de pièces primaires aéronautiques. Ces présentations permettront ensuite d'aborder les enjeux liés au développement de renforts structuraux, pour la fabrication de pièces en composite hautes performances. Pour ces applications, le développement d'outils de modélisation est un objectif majeur pour la maîtrise et la prédiction du procédé.

1.1 Matériaux composites : les constituants

1.1.1 Les fibres

Dans le cadre de la production de pièces soumises à de fortes sollicitations mécaniques, les renforts se présentent sous la forme de fibres continues dont la nature varie suivant les applications [2]:

- Les fibres de verre : Grâce à leur faible coût de fabrication et leurs bonnes propriétés mécaniques, les fibres de verre présentent un rapport propriétés/prix élevé et sont les plus employées dans les industries produisant de grands volumes de pièces. Les fibres de verre sont réalisées à partir d'oxydes minéraux (silice, alumine, etc...), le mélange est porté à haute température afin d'être liquéfié pour ensuite être étiré sous la forme de filaments. En fonction de leur composition, on trouve de nombreux types de fibres de verre (types A, C, E, R, S...) dont les prix et les propriétés mécaniques sont différents.
- Les fibres de carbone : Les fibres de carbone sont actuellement les fibres présentant les meilleures propriétés mécaniques spécifiques (propriétés rapportées à la masse volumique) mais sont également les plus chères et sont donc utilisées pour des applications structurales de hautes performances ou à très forte valeur ajoutée (loisirs). Les fibres aéronautiques sont principalement fabriquées avec comme précurseur des fibres de Polyacrylonitrile (PAN). Ces fibres sont d'abord oxydées puis carbonisées sous tension (mécanique). On obtient ainsi des fibres à Haute Résistance (HR). Il est possible de compléter le traitement par une étape de graphitisation. Cette étape permet de parfaire la structure cristallographique et ainsi fabriquer des fibres à Haut Module (HM).
- Les fibres d'aramide : Les fibres d'aramide, plus connues sous la désignation commerciale « Kevlar®¹ », sont des fibres qui présentent une très bonne résistance aux chocs mais sont très sensibles à l'humidité. Ces fibres sont très utilisées dans les domaines balistiques.
- Les autres fibres : Il existe de nombreux autres types de fibres synthétiques telles que les fibres céramiques, fibres métalliques mais également des fibres naturelles tel que le lin. Les fibres de lin, très plébiscitées pour leur caractère écologique, peuvent présenter des propriétés spécifiques équivalentes à celles du verre (tableau 1.1). Néanmoins leur caractère naturel leur confère une variabilité plus importante et la longueur des fibres est également limitée par la taille des plantes (50-70 cm) contre plusieurs km pour les fibres synthétiques.

Le tableau 1.1 récapitule quelques caractéristiques des fibres présentées. Les fibres sont commercialisées sous la forme d'ensemble appelés « fils » constitués de quelques milliers à plusieurs dizaines de milliers de fibres (classiquement entre 3k et 48k fibres) et caractérisés par leur titre (unité de masse linéique issue du domaine textile et exprimée en tex^2). Enfin, les fibres peuvent subir un traitement de surface appelé ensimage. L'ensimage peut être appliqué par voie mécanique (par enrobage) ou chimique (par modification des propriétés physiques). Un ensimage est optimisé pour faciliter les opérations ultérieures de mise en œuvre des fils ainsi que leur comportement en service (par modification de leur adhésion avec la matrice).

1. Nom déposé par l'entreprise américaine E.I. du Pont de Nemours et compagnie.

2. Le titre d'un fil, exprimé en tex , correspond à la masse d'un fil de 1 km ($1 tex = 1 g/km$).

Caractéristiques	Verre E	Lin	Carbone HR	Carbone HM	Aramide
ρ (kg/dm ³)	2,6	1,5	1,75	1,9	1,5
E (GPa)	73	85	240	400	135
E/ρ (MPa.m ³ /kg)	28	57	137	211	90
R (MPa)	3500	2000	3800	1600	3100
R/ρ (MPa.m ³ /kg)	1,35	1,33	2,20	0,840	2,05
Sensibilité à l'humidité	+	++	-	-	++
Prix relatif	1	1,5	30	60	10

Tableau 1.1: Comparaison de différents types de fibres [3, 4].

1.1.2 La matrice

Dans un matériau composite, la matrice a pour rôle principal d'assurer une cohésion dans le renfort fibreux, de transférer les efforts aux fibres, mais joue également un rôle de protection contre les agressions de l'environnement (corrosion par exemple). Les matériaux composites sont le plus souvent classés suivant la nature de la matrice car c'est elle qui détermine les choix technologiques de mise en œuvre. Celle-ci conditionne également la limite d'utilisation en température des structures (figure 1.1). On distingue alors trois grandes familles de composites, classées ici par ordre croissant de tenue en température :

1. les Composites à Matrice Organiques (CMO), tels que les polymères organiques (résines thermodurcissables, thermoplastiques, élastomères) réservés à des températures <250°C (température fonction de la nature exacte de la matrice).
2. les Composites à Matrice Métallique (CMM), comprenant l'ensemble des métaux et alliages courants. Ces matériaux correspondent généralement à un bon compromis coût/température d'utilisation jusqu'à des températures <800°C .
3. les Composites à Matrice Céramiques (CMC), principalement à base de carbone ou de carbure de silicium et dédiés aux applications très hautes températures (>1000°C).

Les CMO sont les composites les plus utilisés dans l'industrie en raison de leur relative facilité de mise en œuvre et le faible coût énergétique nécessaire à leur élaboration [4,5]. Les températures en service de ces matériaux satisfont à de nombreux domaines d'application et sont notamment très présents dans l'aéronautique. Les avions modernes comptent jusqu'à 53% en masse (sur l'A350 [6]) de matériaux composites, principalement des CMO. Les méthodes et paramètres de mise en œuvre de ces composites dépendent de la nature et des propriétés de la matrice polymère utilisée et on distingue les matrices dites thermoplastiques des matrices thermodurcissables.

Les résines thermoplastiques

On désigne ainsi les polymères présentant un comportement thermoplastique. Par définition, un polymère correspond à une association de plusieurs molécules élémentaires qui par réaction chimique (la polymérisation) créent des molécules de taille plus importante. Les thermoplastiques sont généralement des polymères possédant une chaîne de fonction-

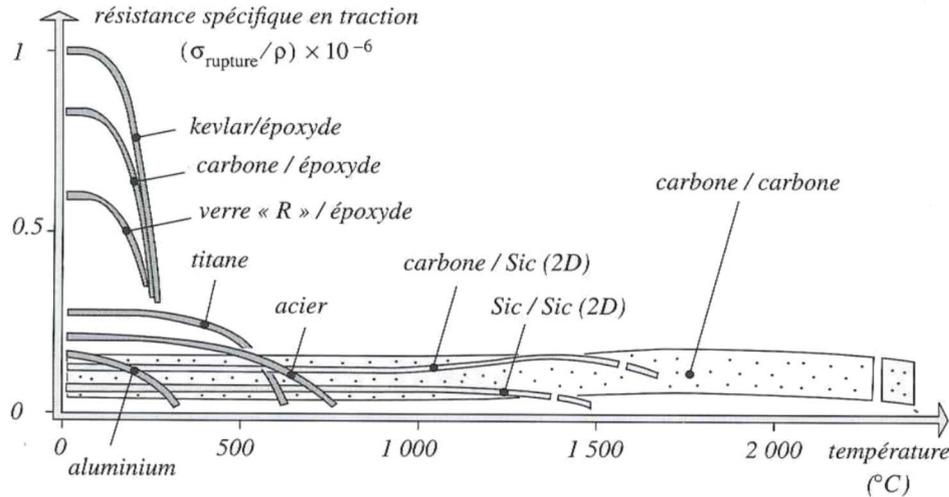


Figure 1.1: Résistance spécifique en traction de différents composites en fonction de la température [1].

nalité³ proche de 2. Ce type de molécule favorise la génération de chaînes longues qui sont alors caractérisées par leur masse molaire. Le comportement global du matériau est dépendant de la taille, de la forme et de l'arrangement des molécules pouvant se conformer (dans un état amorphe ou structuré appelé cristallin). Sous l'effet d'une augmentation de température, les liaisons hydrogènes et de Van der Waals ont la particularité de pouvoir se rompre permettant un mouvement relatif entre les particules. Inversement, lors d'un refroidissement de nouvelles liaisons se créent.

Ainsi, les résines thermoplastiques présentent la propriété de passer de façon réversible de l'état semi-cristallin à l'état fondu. Ce caractère réversible leur confère plusieurs avantages dans la chaîne de vie d'un produit:

- La possibilité d'assemblage de structures par thermosoudage.
- La possibilité de transformation des pièces en créant des semi-produits (thermoformage de type tôlerie).
- Un potentiel pour être recyclés.

Cependant, la plupart des résines thermoplastiques utilisées en aéronautique ont l'inconvénient d'avoir une viscosité élevée à faible température et nécessitent donc obligatoirement des outils de chauffe pour leur mise en œuvre. De plus, aux températures de mise en œuvre, les résines possèdent un comportement non-Newtonien avec des viscosités souvent supérieures à 1 Pa.s. Ces viscosités élevées rendent délicate l'étape d'imprégnation des fibres.

Les résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables sont commercialisées sous la forme de pré-polymères (issues d'une polymérisation partielle) possédant des fonctionnalités supérieures à 3. Une

3. la fonctionnalité désigne le nombre de liaisons (chimiques) possibles ou libres pour former des chaînes longues.

fonctionnalité plus importante favorise la création de liens ou de ponts entre deux molécules appelés réticulations. Par ce phénomène thermo-activé irréversible, la masse molaire du polymère augmente jusqu'à créer un réseau unique tridimensionnel. L'initialisation de la réaction de polymérisation par réticulation est le plus souvent réalisée et contrôlée par l'ajout d'un agent de réticulation appelé couramment durcisseur.

Ainsi, les résines thermodurcissables ont la propriété de passer de l'état liquide à l'état solide par un processus irréversible de réticulation. Elles sont très largement utilisées car elles se présentent sous un état liquide visqueux avant réticulation et avec de faibles viscosités (typiquement $\ll 1 \text{ Pa.s}$) aux températures d'élaboration. Pour la mise en œuvre, la réaction chimique de la résine représente une difficulté supplémentaire car elle modifie ses propriétés rhéologiques [7]. De plus le caractère autocatalytique et exothermique de cette réaction est un risque qu'il est nécessaire de contrôler tant pour la qualité du procédé que pour la sécurité des opérateurs [8–10]. Dans cette étude, la résine employée est une résine Époxyde industrielle (RTM6 [11]). La résine RTM6 est une des premières résines utilisées dans l'industrie aéronautique car elle induit une très bonne qualité d'interface avec les fibres, un faible retrait au moulage et une bonne stabilité de ses propriétés mécaniques jusqu'à des températures en service de l'ordre de 200°C .

Les charges et additifs

Quelle que soit la nature de la matrice, il est possible de lui incorporer des charges ou additifs [12]. Les charges, d'origines organiques, minérales, ou métalliques, sont des éléments permettant d'améliorer les propriétés mécaniques du matériau composite (propriétés en fatigue, résistance aux chocs... [13]); ce sont alors des charges renforçantes. Mais l'ajout de charge peut également avoir pour objectif de diminuer le coût ou la masse volumique de la résine (par ajout de micro charges sphériques creuses par exemple [1]). Les additifs sont des substances chimiques permettant de modifier/améliorer le comportement ou les propriétés rhéologiques des matrices (catalyseur, diluant, plastifiant, pigments, anti-UV...) [13].

1.2 Les procédés de fabrication des CMO

Les procédés de fabrication composites sont en constante évolution pour s'adapter aux volumes de production, aux géométries complexes et aux exigences de qualité. Historiquement, les premiers procédés développés pour les composites à matrice organiques sont le moulage au contact et le moulage par projection. Ces procédés ne sont actuellement plus considérés pour des applications de hautes performances du fait de leurs faibles cadences de production et de la variabilité de qualité des pièces finales.

Les méthodes de fabrication peuvent être regroupées sous la forme de procédés dits par voie sèche ou par voie humide. Les procédés par voie sèche sont actuellement considérés comme la référence pour la fabrication de pièces de haute qualité mais sont associés à des coûts importants. Au contraire, les avantages des procédés par voies humides, associés à de nouvelles solutions technologiques, font de ces procédés de bons candidats pour la fabrication des structures hautes performances.

1.2.1 Les procédés par voie sèche : les pré-imprégnés

Les procédés de fabrication par voie sèche désignent les méthodes de fabrication dans lesquels la pièce est réalisée par dépose et mise en forme de semi-produits dits « pré-imprégnés ». Les pré-imprégnés sont constitués d'un ensemble fibre-résine calibrés, prêt à l'emploi pour la fabrication de pièces (il n'est pas nécessaire d'apporter de résine supplémentaire lors de l'étape de mise en forme de la pièce). Une des méthodes de fabrication d'un pré-imprégné est représentée sur la figure 1.2. Elle consiste premièrement à confectionner, sur film de papier (figure 1.2(a)), une couche de résine uniforme et contrôlée (afin de maîtriser le ratio fibre/matrice du produit) puis de l'appliquer sur un renfort fibreux (figure 1.2(b)). Cet ensemble est alors chauffé puis compacté afin d'optimiser l'imprégnation de la résine dans le renfort fibreux. Concernant les pré-imprégnés à base de résine thermodurcissable, les fils sont imprégnés du mélange résine-durcisseur. Ainsi, afin d'éviter la polymérisation de la résine avant sa mise en œuvre finale, les pré-imprégnés doivent être conservés à basse température dans des chambres frigorifiques. Deux autres problématiques apparaissent avec cette technologie [14], la première est le piégeage de bulles entre les plis pendant le drapage et la seconde est le piégeage d'eau (en partie lié à de la condensation lorsque le produit est décongelé). Ces deux phénomènes sont des facteurs d'apparition de porosités qu'il est nécessaire de minimiser par une modulation de la pression pendant la cuisson. Industriellement, la technologie pré-imprégné est alors associée à l'utilisation d'autoclaves augmentant de manière significative le coût de fabrication des pièces.

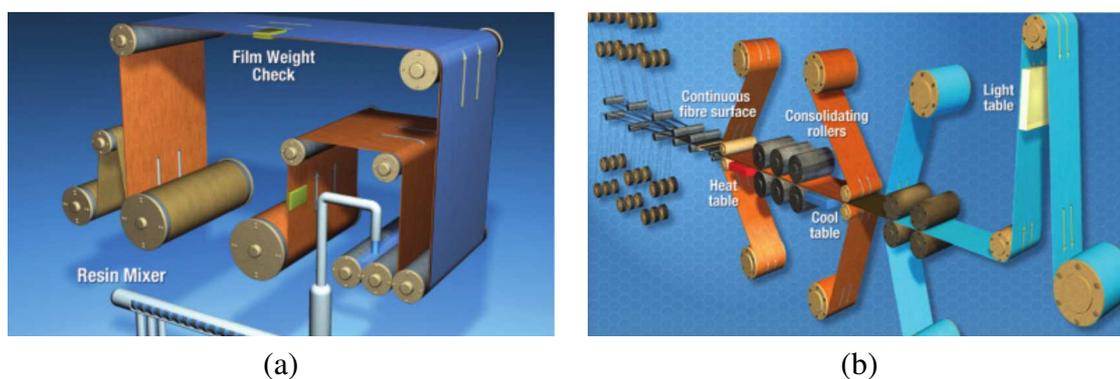


Figure 1.2: Étapes de fabrication des matériaux pré-imprégnés : création d'un film de résine (a), transfert du film sur le renfort [15] (b).

Le choix d'un procédé de fabrication est le résultat d'un compromis entre les atouts et les difficultés associées. Une liste d'éléments caractéristiques des procédés par voie sèche est présentée ci-après :

Avantages :

- C'est une technologie permettant d'avoir un bon contrôle de la quantité de résine et de son homogénéité au sein de la pièce finale.
- Les taux de fibres sont homogènes et permettent un bon contrôle des épaisseurs de pièces.
- Les pré-imprégnés restent actuellement la référence en termes de maîtrise et de robustesse des procédés de fabrication de pièces.

Inconvénients :

- L'inconvénient majeur des pré-imprégnés réside dans leurs coûts de fabrication et de stockage. En effet, la séparation des étapes de fabrication (le pré-imprégné + la pièce) induit un surcoût dans le cadre de la conservation du produit (à -18°C) et de gestion de stock. Ce facteur est d'autant plus important que les températures et les temps de stockage sont très contraignants (date limite d'utilisation de l'ordre de 1 an à une température de conservation de -18°C).
- L'élaboration nécessite la plupart du temps d'utiliser un autoclave pour atteindre des pièces de hautes performances ce qui introduit un coût de mise en œuvre élevé.

1.2.2 Les procédés par voie humide

Les procédés par voie humide, ou procédés LCM (Liquid Composite Molding), regroupent l'ensemble des procédés de fabrication directs dans lesquels la résine est apportée, à l'état liquide, dans les renforts fibreux lors de la fabrication de la pièce. L'avantage de ces procédés est de réduire le nombre d'étapes et de séparer les composants jusqu'à l'étape de fabrication, ce qui permet de réduire les coûts de fabrication. En fonction des cadences de production, des performances visées, et des spécificités des résines, la polymérisation s'effectue à température ambiante ou par chauffage. On retrouve principalement les procédés par voies humides sous les acronymes RTM (Resin Transfer Molding) et VIP (Vacuum Infusion Processing). Ces procédés seront présentés par la suite et constituent les deux grands principes de fabrication. Il existe toutefois de nombreuses déclinaisons ou variantes de ces procédés faisant l'objet de brevets. Parmi les plus répandues, on peut citer les procédés VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding), RTM light, CRTM (Compression Resin Transfer Molding), RIFT (Resin Infusion under Flexible Tools)...

Le procédé par injection (RTM)

Le procédé RTM classique correspond au moulage par injection de résine dans un moule rigide et fermé. Ce procédé est relativement similaire aux procédés standards d'injection de pièces en plastique à la différence près que le moule n'est initialement pas vide, mais contient un renfort fibreux sec (figure 1.3). Dans ce procédé, l'écoulement de la résine à travers le renfort fibreux est généralement orienté dans le plan des nappes de fils (renfort). Après réticulation totale de la résine, la pièce finale peut être démoulée.

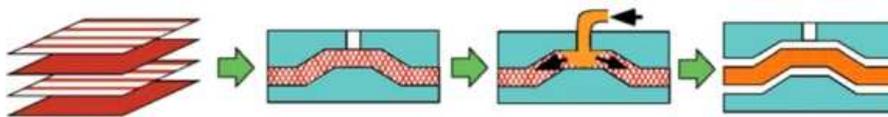


Figure 1.3: Procédé de fabrication RTM [16].

Le procédé RTM met en œuvre des pressions d'injection généralement comprises entre 1 et 4 *bars* pour des grandes pièces, mais peut également atteindre plus de 20 *bars* pour de petites pièces [17]. La pression d'injection est souvent limitée par les dimensions et les déformations des moules. Les fortes pressions d'injection nécessitent des moules massifs, des systèmes de bridage conséquents et entraînant des prix de conception et de fabrication élevés.

Ce procédé peut être caractérisé par les avantages et inconvénients suivants :

Avantages :

- Les principaux avantages du RTM résident dans l'utilisation d'un moule totalement clos induisant un bon contrôle dimensionnel des pièces fabriquées. Ce contrôle de la géométrie implique également une bonne maîtrise macroscopique du taux volumique de fibres et des propriétés mécaniques directement liées.
- Une régulation de la pression permet d'avoir une bonne gestion des vitesses d'écoulement et ainsi une meilleure maîtrise des paramètres du procédé.

Inconvénients :

- Le principal inconvénient provient du coût des moules, limitant l'utilisation à de grandes séries. L'augmentation de la taille des pièces induit une augmentation des efforts et il est parfois difficile de garantir une bonne étanchéité et une faible déformation des moules.
- Pour les pièces complexes de grandes dimensions, il apparaît également des difficultés de remplissage du moule (zones sèches). Il est possible de résoudre ces problèmes en utilisant une stratégie d'injection adaptée mais ces études sont généralement longues et coûteuses en plus de nécessiter de nombreux essais.

Les procédés par infusion (LRI)

Le procédé de fabrication par infusion de résine appelé VIP (Vacuum Infusion Processes) ou encore LRI (Liquid Resin Infusion) a été développé dans le souci de réduire les coûts et contraintes associés au procédé RTM sur des pièces de rapports section/volume très grands. La fabrication d'une pièce par infusion est caractérisée par un écoulement de résine dont la force motrice est une dépression imposée dans la préforme. Pour faciliter l'imprégnation de grandes pièces, et réduire les distances à parcourir par la résine dans les préformes, l'écoulement de celle-ci est orienté généralement dans le sens transverse au plan des pièces. Le parcours de la résine est contrôlé et optimisé à l'aide de drainants (figure 1.4) utilisés comme des consommables dans le procédé (figure 1.5).

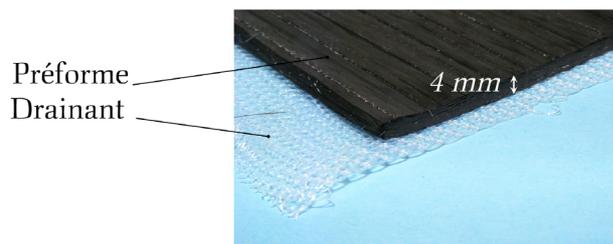


Figure 1.4: Photo d'une préforme et d'un drainant utilisés en infusion.

L'objectif étant de réduire au maximum le prix de l'outillage, le contre-moule est le plus souvent constitué d'une simple bâche à vide souple et scellée par du mastic d'étanchéité. Afin d'améliorer l'état de surface et d'homogénéiser l'épaisseur de la pièce, une contre-plaque peut être utilisée. Ce procédé peut alors être caractérisé par :

Avantages :

- L'infusion de la résine est le plus souvent réalisée dans l'épaisseur dans le but d'optimiser les distances parcourues et les temps de fabrication. De plus, cette stratégie

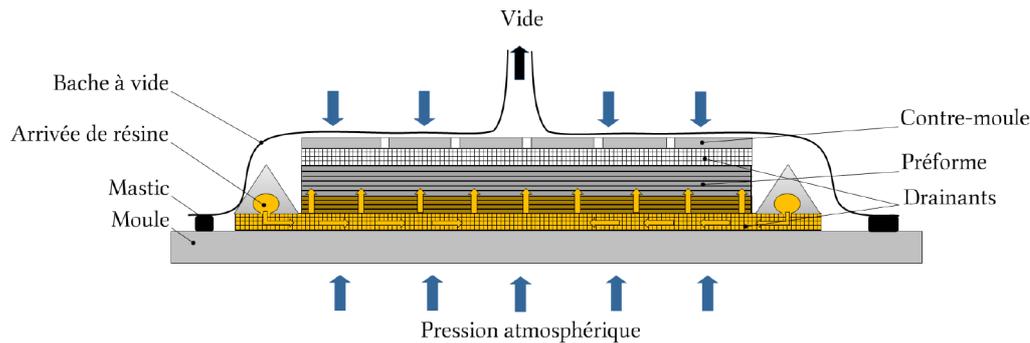


Figure 1.5: Procédé de fabrication LRI.

d'élaboration réduit très largement les problèmes de zones sèches pouvant être observés en RTM sur des pièces de grandes dimensions. Les pièces ainsi créées présentent une meilleure homogénéité ainsi que des taux volumiques de fibres proches de 60% (objectif visé pour les composites dits hautes performances).

- L'utilisation d'un demi-moule, en plus d'être un gain financier, permet d'être plus polyvalent en offrant la possibilité de réaliser des pièces de différentes épaisseurs avec le même outillage.

Inconvénients :

- Tout comme le procédé RTM, le développement de ces procédés sur des pièces de formes complexes engendre une mise au point délicate et actuellement principalement basée sur une approche expérimentale par essais/erreurs.
- L'ensemble de la préforme étant sous vide, une attention particulière doit être apportée aux fuites pour garantir une qualité de pièces parfaite ainsi qu'un bon état de surface (pour éviter les gradients de propriétés et les zones sèches).
- L'utilisation d'une membrane flexible rend l'épaisseur finale de la pièce, et donc le taux volumique de fibre, dépendants de la déformation de la préforme pendant la compaction puis l'imprégnation. La prévision de l'épaisseur finale d'une pièce composite est donc complexe.

1.3 L'entreprise Hexcel et les renforts

Ce travail de recherche s'inscrit dans le cadre d'un financement CIFRE⁴, en collaboration avec le département Mécanique et Procédés d'Élaboration (MPE) de l'École des Mines de Saint-Étienne et la société Hexcel. Hexcel développe et commercialise des solutions (renforts, matrices, pré-imprégnés...) dans les domaines des composites hautes performances. On observe dans les composites que la qualité et la performance des pièces en service sont dépendantes de la nature des renforts (section 1.1.1), de la nature de la matrice (section 1.1.2), mais également de l'architecture des renforts et du savoir associé à la mise en forme des fils de fibres dans les préformes architecturées. Dans ce domaine, Hexcel est internationalement reconnu pour son savoir faire et ses technologies permettant d'adapter les procédés aux pièces fabriquées.

4. CIFRE : Convention Industrielle de Formation par la Recherche

1.3.1 Architecture des renforts

Par l'utilisation de méthodes et techniques de tissage, de tressage, de tricotage, il est possible de générer des architectures de préformes très complexes, adaptées à tous types de structures [18]. On peut citer par exemple l'utilisation de méthodes de tressage pour les structures de révolution (réservoirs cylindriques, tuyères aérospatiales...) ou l'utilisation de tissages 3D pour des applications principalement aérospatiales (afin de renforcer la structure vis-à-vis du délaminage notamment). En raison de la spécialisation des machines et des coûts de production élevés associés à la génération d'architectures fibreuses tridimensionnelles, ces dernières restent très marginales comparées à des structures stratifiées.

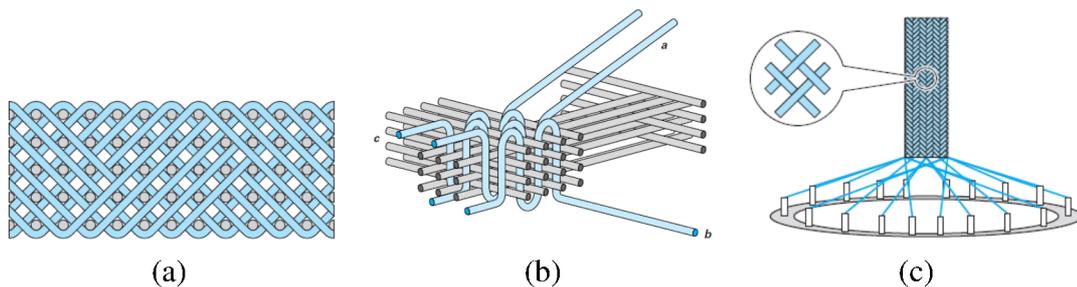


Figure 1.6: Architectures techniques de type : tissu à entrelacement (a), tissu 3D orthogonal (b), tressage tubulaire monocouche [18] (c).

Les structures stratifiées

Les structures stratifiées sont des structures composées d'un empilement successif de renforts appelés plis. Les plis peuvent être composés de fibres sous la forme de mats, de différents tissus ou encore de renforts unidirectionnels (figure 1.7). Le comportement mécanique d'un pli dépend de l'orientation et de l'agencement des fils qui le composent. Pour répondre aux contraintes en service, l'optimisation du stratifié est réalisée par modification de l'orientation des plis. La codification pour décrire un stratifié n'est pas normalisée mais est admise ou rappelée dans la plupart des ouvrages [1, 19]. Brièvement, cette codification définit entre crochets une séquence de plis caractérisés par leur orientation par rapport à une direction de référence. Les plis adjacents sont séparés par un caractère « / ». Si un enchaînement d'orientations se répète, on parlera alors de motif. Des indices permettent de simplifier l'écriture en spécifiant le nombre de répétition d'un motif. Un indice « s » caractérise une symétrie dans le drapage pouvant s'appliquer à un motif ou à la séquence complète [1]. Avec cette codification, le stratifié de la figure 1.7 est alors un $[0/90/45/-45]_s$.

Les enjeux du drapage automatisé

L'automatisation du drapage des préformes est un enjeu majeur pour la fabrication de pièces complexes pour des raisons de coûts, de répétabilité, mais également de maîtrise et d'optimisation des structures. La dépose automatisée a pour but de fabriquer une préforme stratifiée en disposant côte à côte des semi-produits constitués d'un assemblage de fils de

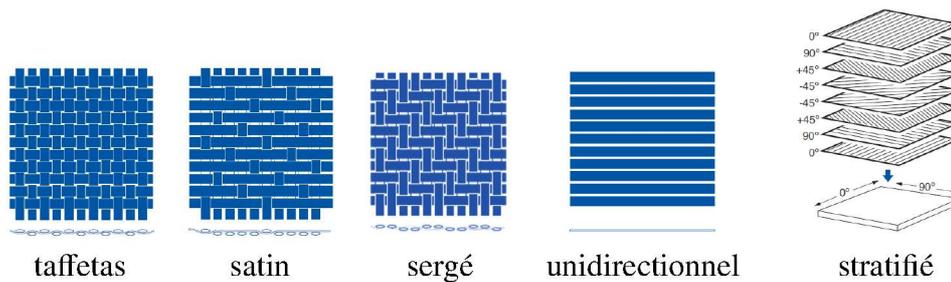


Figure 1.7: Différents renforts communs pour la stratification [15].

largeur calibrée que l'on appelle nappes⁵. Grâce à un contrôle indépendant de chacune des nappes déposées, et à l'utilisation de produits de faibles largeurs, il devient possible de réaliser des pièces dont les surfaces ne sont pas développables (surfaces non applicables sur un plan sans étirement) avec maîtrise du parcours et de l'orientation des fibres. Pour ces géométries, l'utilisation de produits architecturés, tels que des tissus, est délicate voire impossible à cause des fortes déformations et des modifications de l'orientation des fibres, toutes deux difficiles à maîtriser [20–22].

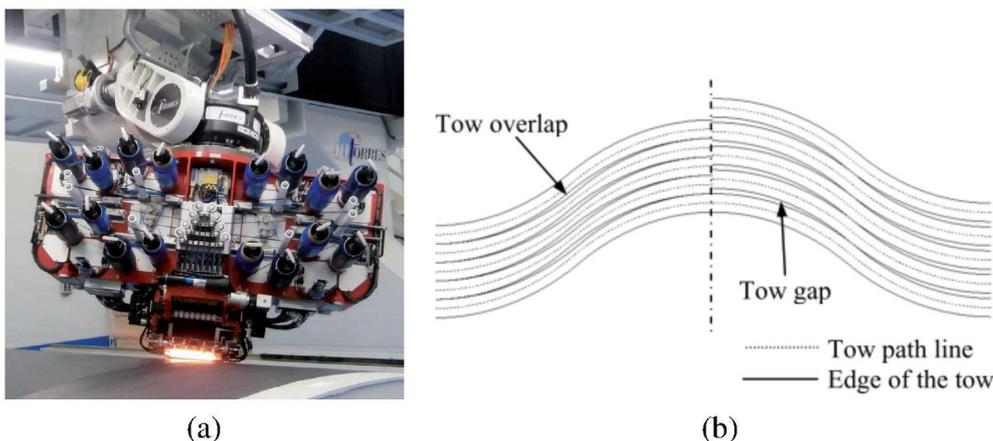


Figure 1.8: Tête de dépôt Mtorres [23] (a) et problématique des superpositions et jeux entre les nappes [24] (b).

Toutefois, il subsiste encore de nombreuses limitations à la dépôt automatisée [24]. La définition de la trajectoire d'une tête de dépôt (figure 1.8(a)) pour recouvrir une surface est sujette à de nombreuses contraintes liées aux géométries considérées, aux orientations des fibres souhaitées, mais également aux limites de déformations des nappes. En effet, si l'on souhaite imposer une orientation aux fibres (*i.e.* aux nappes), il est impossible de recouvrir une surface non-développable sans jeux ou superpositions locales des nappes appelés communément « gaps » et « overlaps » (figure 1.8 (b)). Lors de la conception et de la fabrication des préformes, ces phénomènes doivent être considérés car ils modifient les propriétés mécaniques de la pièce. Ces modifications peuvent être liées à une désorienta-

5. En pratique, on parle de dépôt automatisée de nappes (ATL: Automated Tape Laying) ou de fils (AFP: Automated Fiber Placement). Le produit est le même, mais le terme de nappe est alors employé pour caractériser des produits dont la largeur est supérieure à 1/4" ou 1/2". Dans ce document, on conservera toujours la définition de fil pour caractériser le produit initial et le terme de nappes pour des produits transformés, de largeur calibrée.

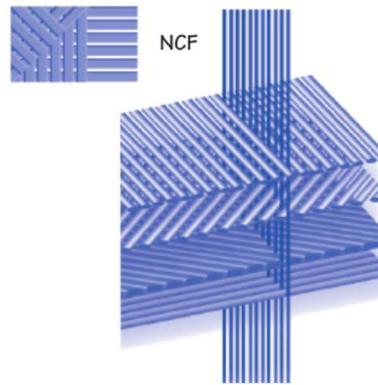


Figure 1.9: Représentation d'un renfort NCF [15].

tion locale des fibres [25] ou encore par l'introduction de porosités lors de l'imprégnation du renfort [26, 27].

1.3.2 Le développement d'un renfort sec de hautes performances pour les applications LCM : le renfort HiTape®

La rigidité d'un pli (dans la direction des fibres) étant optimisée lorsque lorsque les fils ne présentent pas d'embuvage⁶, le développement de structures hautes performances est naturellement lié aux technologies permettant le développement de telles architectures fibreuses. Jusqu'à maintenant, la création de renforts unidirectionnels pour les techniques de dépose automatisées n'a été envisagée qu'à l'état de pré-imprégnés [2], et ce pour deux principales raisons :

1. Dans ces semi-produits, la présence de la résine semi-polymérisée induit une cohésion entre les fibres et donc une tenue mécanique permettant une calibration de la largeur des nappes.
2. Pour une dépose automatisée, il est nécessaire de créer un lien entre le fil déposé et le reste de la préforme. Dans le cas des pré-imprégnés c'est le pouvoir collant de la résine therm durcissable ou thermoplastique (à la température de mise en œuvre) qui joue ce rôle.

On conçoit facilement que le développement de renforts unidirectionnels secs, autorisant la dépose automatique, a été un défi majeur pour la conception des préformes sèches élaborées par procédé LCM. Pour répondre à cette problématique de renforts unidirectionnels secs, l'entreprise Hexcel a d'abord développé des produits dits non-tissés (NCF : Non Crimp Fabrics). Le principe de ces renforts est de réaliser un assemblage de fils côte à côte qui sont alors superposés afin de réaliser un motif de stratifié, puis cousus. Ces matériaux ont constitué une grande avancée technologique mais n'étaient pas adaptés à l'automatisation du drapage.

6. La notion d'embuvage est très employée pour caractériser l'ondulation des fibres introduite par un tissage. Exprimée en %, elle exprime la longueur supplémentaire de fil nécessaire à la fabrication d'une longueur de produit. Pour des renforts unidirectionnels dont les fibres sont tendues, l'embuvage est donc nul.

Le renfort HiTape®

Le renfort HiTape® [28] correspond à la dernière génération de renforts unidirectionnels secs. Ce matériau est constitué d'un assemblage de plusieurs fils maintenus par un voile thermoplastique contrecollé sur chacune des faces du semi-produit (figure 1.10(a)). La dépose et l'assemblage des nappes entre elles sont alors réalisés manuellement ou automatiquement par une réactivation thermique (refonte) du voile thermoplastique. Les préformes ainsi produites ont alors le même type d'architecture fibreuse que les matériaux stratifiés réalisés avec des pré-imprégnés. Les propriétés mécaniques des matériaux composites ainsi produits sont équivalentes aux références actuelles dans le domaine (figure 1.10(b)). Ce produit, spécialement conçu pour convenir aux exigences des structures primaires aéronautiques (caissons, poutres, voilures ...), permet de combiner les avantages de la dépose automatisée avec ceux des procédés de fabrication hors autoclave tels que les procédés LCM par infusion ou injection de résine.

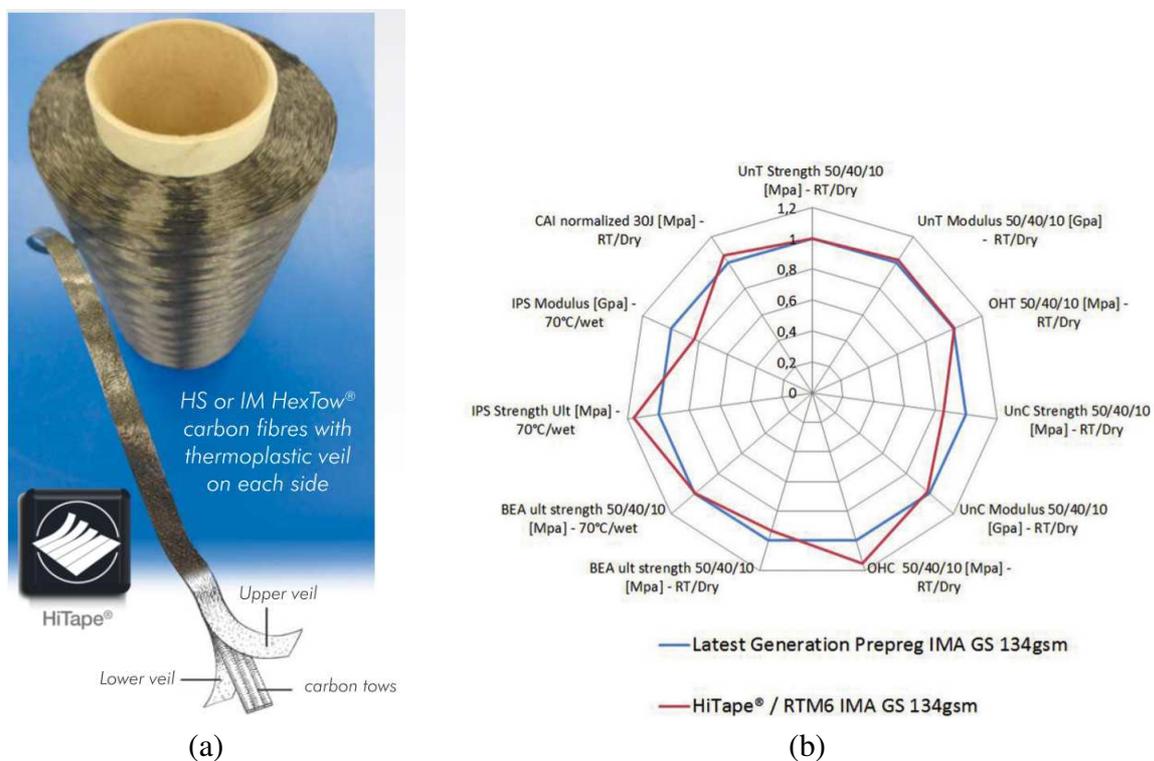


Figure 1.10: Constitution du renfort HiTape® (a) [28] et comparaison de ces propriétés avec celles d'un pré-imprégné (b) [29].

1.3.3 Motivations et enjeux de l'étude

L'étude s'inscrit directement dans le cadre du développement du renfort HiTape® et porte sur la modélisation mais aussi le suivi du comportement de préformes durant leur mise en œuvre via le procédé par infusion. Il est nécessaire de savoir caractériser les propriétés des matériaux et modéliser les couplages multi-physiques pour utiliser ces renforts dans des applications de pièces hautes performances fabriquées par infusion. Les enjeux sont d'abord d'ordre technologique, pour fiabiliser et assurer la répétabilité du procédé

tout en satisfaisant aux exigences du domaine aéronautique. Mais les enjeux sont également économiques car le prix des matériaux et les coûts liés aux rebuts engendrent des investissements importants lors du développement de nouvelles géométries ou structures.

Dans cette logique, le développement d'outils de simulation est une aide précieuse pour le prototypage virtuel et l'optimisation par la simulation. Actuellement, les hypothèses simplificatrices utilisées dans les logiciels de simulation commerciaux sont critiquables et induisent des problèmes de représentativité des phénomènes contrôlant ces procédés. La simplification de certains couplages rend les résultats fortement dépendants des paramètres d'entrée.

En lien avec le renfort HiTape® et les enjeux technologiques associés à ce renfort, l'objectif est ici d'apporter une compréhension et une maîtrise du procédé en vue de pouvoir apporter des solutions numériques à la prédiction de la mise en œuvre de pièces complexes. Le développement de tels outils implique la prise en charge de couplages multiphysiques avancés permettant de lever certains verrous scientifiques et technologiques; aussi bien d'ordre numérique qu'expérimentale pour la caractérisation des produits et du procédé.

1.4 État de l'art sur la modélisation des procédés LCM

Il existe plusieurs difficultés liées à la modélisation des procédés de fabrication de pièces composites. D'une part un choix de représentation et de description du modèle, une description trop fine impliquerait des coûts de calcul incompatibles avec les temps industriels et les capacités actuels. D'autre part, la caractérisation des paramètres d'entrées des modèles n'est pas toujours réalisable expérimentalement (coûts, technologies de suivi, répétabilité et précision des mesures,...). De manière générale, plus l'échelle de représentation d'un modèle est fine moins il y aura de paramètres d'ajustement à définir car on se rapproche de la physique fondamentale du problème. Inversement, une échelle d'observation plus large nécessite souvent d'introduire des paramètres supplémentaires ou des modèles plus empiriques afin de traduire les phénomènes locaux ne pouvant être représentés.

Cette section a pour objectif de présenter une synthèse des modèles actuels utilisés pour prédire les procédés LCM. Usuellement, les phénomènes physiques associés au procédé par infusion reposent sur la résolution de problèmes de mécanique des solides, de mécanique des fluides et de thermo-chimie. Une représentation des couplages dans le procédé est proposée figure 1.11. Ce schéma met en évidence la forte influence de la déformation du milieu sur le transport des particules, mais également sur la modification des réseaux hydraulique et thermique. Les caractères thermoactif et rhéofluidifiant de la résine engendrent également un couplage direct entre la cinétique de réticulation, le problème de thermique, et la mécanique des fluides. Enfin, via la pression et le transport de la résine, le problème de mécanique des fluides est également fortement couplé à l'ensemble des physiques du problème. Pour la maîtrise du procédé, la forte inter-connectivité entre les physiques est une difficulté tant numérique pour la modélisation, qu'expérimentale pour la caractérisation. Industriellement, l'infusion des pièces est réalisée dans un cadre isotherme. Les aspects thermiques sont alors considérés comme négligeables et ne seront pas présentés ici. De même, nous choisirons expérimentalement et numériquement des

paramètres permettant de négliger l'aspect physico-chimique lié à la réticulation de la résine. Ainsi, cette présentation portera sur la modélisation du problème de mécanique des solides, de mécanique des fluides, ainsi que sur les couplages entre ces deux problèmes.

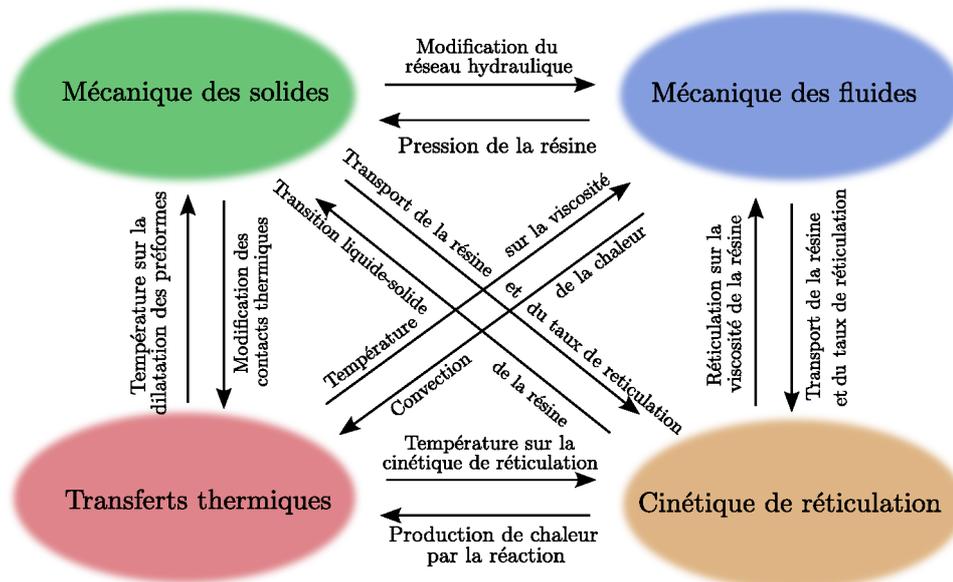


Figure 1.11: Les couplages dans les procédés LCM (inspiré de la thèse de G. Pacquaut [30]).

1.4.1 Définition des échelles de modélisation

La notion d'échelle de représentation est déterminante dans l'étude des matériaux composites car les phénomènes mis en jeu lors de l'élaboration sont directement liés à l'hétérogénéité de ces matériaux. Nous proposons d'introduire dès maintenant les différentes échelles auxquelles nous ferons référence tout au long de cette étude (figure 1.12).

L'échelle microscopique

L'échelle microscopique correspond à une échelle où l'on est capable de décrire précisément le comportement et la position de chaque fibre du renfort. C'est donc une échelle qui est de l'ordre de quelques micromètres. Cette représentation exacte de la microstructure permet d'effectuer une caractérisation très précise mais reste inadaptée pour des études à l'échelle d'une structure industrielle de un à plusieurs mètres.

L'échelle macroscopique

Par opposition à l'échelle microscopique, à l'échelle macroscopique, on considère un matériau homogène équivalent. Ce niveau de représentation ne permet plus de rendre compte des hétérogénéités de la matière et des propriétés intrinsèques de chacun des constituants. Cette approche permet donc d'étudier globalement l'écoulement de la résine à travers le renfort. Cette échelle est souvent la plus adaptée à des études industrielles puisqu'elle induit un bon compromis entre les capacités d'analyse et les coûts associés

(temps de calcul et d'analyse). La représentation des phénomènes aux échelles inférieures est plus difficile, et les lois de comportement sont souvent représentées par des relations empiriques ou semi-empiriques. D'autre part, cette échelle correspond souvent à l'échelle de mesure des capteurs industriels (pression/température...). Ce choix de représentation permet donc d'associer plus facilement résultats de simulations et caractérisations expérimentales.

L'échelle mésoscopique

L'échelle mésoscopique correspond à une échelle intermédiaire dans laquelle l'homogénéisation est réalisée à l'échelle des fils ou nappes du renfort (également appelées mèches figure 1.12). Pour les pièces composites constituées de renforts tissés, l'homogénéisation du comportement peut également être considérée à l'échelle d'un pli du stratifié. Cette représentation est notamment très présente dans les applications de formage de pièces composites, car elle modélise indépendamment chaque pli ainsi que les interactions entre plis, .

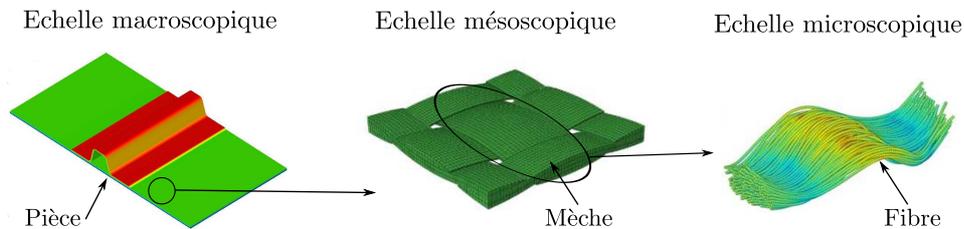


Figure 1.12: Les différentes échelles de représentation dans les matériaux composites [22, 31, 32].

1.4.2 Modélisation du procédé à l'échelle macroscopique

La modélisation des procédés par infusion doit permettre de représenter plusieurs phénomènes physiques afin d'être représentatif des grandeurs caractéristiques (temps, dimensions des pièces, santé matière). Pour des raisons d'outils de calcul et de capacité d'analyse, les premiers modèles développés étaient principalement phénoménologiques. Sur la base de constatations expérimentales, ces modèles visent à définir des relations empiriques ou semi-empiriques représentatifs des mécanismes et phénomènes observés à l'échelle macroscopique. Dans le procédé par infusion, le principal obstacle rencontré concerne l'écoulement du fluide, la résine, dans un milieu fibreux orthotrope, assimilé à un milieu poreux subissant de grandes déformations. En ce sens, l'étude et la caractérisation de la perméabilité et de la déformation des produits est un enjeu majeur dans l'étude des milieux poreux.

La perméabilité des préformes

Issue des travaux de Henry Darcy [33] (Annexe A) sur l'écoulement de l'eau dans un milieu sableux, la perméabilité (ou l'imperméabilité) est aujourd'hui d'usage courant et caractérise la résistance d'un milieu à l'écoulement d'un fluide. Cette propriété caractéristique d'une représentation phénoménologique, est employée dans de nombreux domaines

tels que l'ingénierie des réservoirs, l'hydrogéologie, l'ingénierie du biomédical, l'hydro-métallurgie [34] mais encore l'industrie du moulage composite. La perméabilité réalise une synthèse d'un grand nombre d'informations relatives à l'organisation des fibres, à la fois à l'échelle microscopique et mésoscopique (taille et forme des pores, taux volumique de fibres, *etc.*). Principalement basés sur le modèle de Carman-Kozeny [35, 36], des modèles théoriques sont proposés dans la littérature pour caractériser et prédire la perméabilité [37]. Ces modèles sont souvent limités à des configurations idéales (fibres parallèles, répartition homogène, *etc.*) et ne prennent pas en compte toute la complexité géométrique de la majorité des renforts. Jusqu'à maintenant, l'accès à ce paramètre a toujours été associé à des mesures expérimentales [38–40]. De nombreux enjeux sont encore associés à la définition et la caractérisation de ce paramètre et seront abordés dans le cadre de la caractérisation des préformes pour la simulation.

Le comportement mécanique des préformes

Que ce soit pour évacuer un excédent de résine, pour le préformage de renforts sur un moule ou encore l'étape d'imprégnation du renfort en LRI, la déformation du renfort fibreux intervient dans de nombreux procédés composites. La difficulté à caractériser le comportement des préformes réside dans la représentativité du comportement sec pour le préformage, mais également humide pendant ou après l'imprégnation de la résine (pré-imprégnés ou procédés directs). Dans la littérature, la caractérisation du comportement des préformes est naturellement adaptée aux conditions et sollicitations rencontrées dans les différents procédés. De ce fait, la caractérisation du comportement dans le plan des préformes est souvent associée aux procédés de formage [41], tandis que la caractérisation du comportement transverse est associée aux procédés directs de type RTM et LRI [42–44] mais également à la consolidation des pré-imprégnés [45]. Pour l'ensemble des sollicitations subies par une préforme, les études montrent que le comportement est nettement modifié par la présence de résine [43, 46]. La présence de cette dernière modifie la réponse mécanique ou l'épaisseur de la préforme par le biais de deux phénomènes :

- par son action mécanique sur les préformes telles que la pression hydrostatique, ou encore une transition fluide-solide (primordiale pour les procédés de thermoformage).
- par un phénomène de lubrification modifiant les contacts entre fibres.

La complexité du renfort fibreux aux échelles inférieures ainsi que la forte interaction avec la résine, rendent difficile la caractérisation du comportement des préformes avec des approches phénoménologiques. Expérimentalement, le comportement transverse des préformes montre un comportement fortement non-linéaire [44]. Le renfort se comprime d'abord très facilement puis sa rigidité augmente lorsque les vides entre les fibres se combent [20]. Associé à des approches unidimensionnelles, plusieurs auteurs utilisent le taux volumique de fibre comme mesure de déformation. La réponse mécanique de la préforme est alors modélisée par des lois polynomiales [47], puissance [48] ou encore de type "Gutowski" [45].

Le comportement humide des préformes est complexe car il fait intervenir le comportement mécanique sec ainsi que des problématiques de mécanique des fluides, avec l'écoulement de la résine. Expérimentalement, le comportement humide des préformes

présente une réponse visco-élastique pouvant être modélisé par un modèle de type Kelvin-Voigt (système ressort-amortisseur) [42, 43, 47, 49]. Toutefois, cette représentation est dépendante du volume de matériau considéré sur les l'éprouvettes (donc des pièces réalisées) ainsi que des conditions imposées aux bords [43]. Le phénomène déterminant ici est le couplage entre l'écoulement du fluide et la déformation de la préforme. Une modification de l'épaisseur de la préforme saturée entraîne une migration du fluide dans son plan et la génération d'une pression motrice.

Couplage avec l'écoulement de la résine

La réponse mécanique des préformes humides met en avant une compétition entre la contrainte mécanique reprise par le renfort fibreux et la contrainte mécanique reprise par la pression fluide. Afin de découpler les phénomènes, la littérature [45, 50] préconise rapidement l'utilisation de la loi de Terzaghi [34] dans laquelle la contrainte appliquée par la partie liquide sur la partie solide est prise en compte par sa pression hydrostatique. L'utilisation de cette loi est notamment la base des travaux réalisés par Gutowski *et al.* [45] dans leurs travaux portant sur la définition de lois de comportement transverse de pré-imprégnés. Sur la base d'un modèle de Darcy et de la loi de Terzaghi, ils proposent une loi de comportement reliant la contrainte mécanique à la fraction volumique de fibre (ou du taux de variation du tvf en dynamique) en fonction de la perméabilité du renfort. Toutefois, le terme de perméabilité est aujourd'hui caché dans des paramètres empiriques expérimentaux. Au contraire, Dave *et al.* proposent des solutions analytiques (sous la formes d'abaques) permettant de rendre compte de l'évolution de l'épaisseur totale de la pièce en fonction des dimensions caractéristiques de la pièce et du temps [50]. De manière similaire, d'autres auteurs ont développé des modèles unidimensionnels. Ces modèles sont alors appliqués à la prédiction de la déformation des mousses réalisant l'âme de pièces sandwichs [51], ou encore à l'évolution de l'épaisseur d'un empilement alterné de fibres et de résine [52].

De manière générale l'utilisation de solutions analytiques unidimensionnelles ne peut être appliquée à la prédiction de pièces de géométries complexes et sont donc difficilement applicables à des problématiques industrielles. Aujourd'hui, alors que la déformation des préformes pendant l'infusion a été démontrée expérimentalement [53, 54], très peu d'études traitent de sa modélisation et les codes industriels ne permettent actuellement pas de prendre en compte ce phénomène. Enfin, pour la simulation du procédé par infusion, une problématique supplémentaire concerne la modélisation du drainant. La très grande perméabilité de ce milieu engendre des problématiques numériques pour être couplés à des milieux de très faibles perméabilités [30, 55–57]. Ces aspects seront abordés plus précisément dans le chapitre 3.

1.4.3 Vers la modélisation aux échelles mésoscopiques et microscopiques

La modélisation du procédé à l'échelle macroscopique met en avant des grandeurs à l'échelle du milieu homogène équivalent (perméabilité, comportement mécanique des préformes) parfois difficiles à caractériser et modéliser. Comme indiqué précédemment, les approches microscopiques et mésoscopiques ne peuvent être associées à des simulations industrielles. Néanmoins, ces outils sont nécessaires pour apporter une compréhension et une aide à la caractérisation des mécanismes. L'enjeu des approches locales est de

modéliser et comprendre des phénomènes ne pouvant être captés aux échelles supérieures (porosité par exemple). Par des transitions d'échelles, ces outils visent également à apporter de nouvelles connaissances afin de caractériser les propriétés définies à l'échelle macroscopiques.

A l'échelle mésoscopique

Les modélisations aux échelles mésoscopiques sont actuellement de plus en plus présentes, notamment pour les problématiques de formage. Pour ces applications, les modélisations utilisent principalement une homogénéisation à l'échelle du pli. A cette échelle, les problématiques de la caractérisation du comportement sont similaires à celles évoquées à l'échelle macroscopique au sens où les fils sont modélisés comme des milieux homogènes équivalents [41]. A cela, la gestion numérique du contact entre les plis ajoute un problème numérique car engendre des coûts de calcul importants. Les capacités de calcul actuelles permettent d'appliquer ces outils à des géométries de plusieurs décimètres et donc à des problématiques industrielles [20, 21]. Néanmoins, ces études montrent que cette échelle d'homogénéisation n'est pas la plus pertinente pour l'étude des écoulements de fluides.

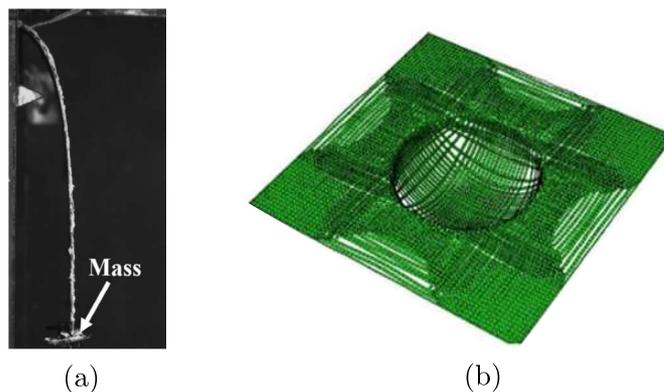


Figure 1.13: Caractérisation du comportement d'une nappe en flexion par sa déformée [58] (a), simulation de l'emboutissage d'un tissu par approche mésoscopique et modélisation des mèches du renfort [22] (b).

Pour la modélisation de l'imprégnation de la résine à l'échelle mésoscopique, la littérature [26, 27, 59, 60] pointe que les enjeux actuels sont principalement liés à la différence d'écoulement à travers et entre les fils du renfort. L'hétérogénéité de la structure engendre notamment une double échelle de vitesse d'écoulement potentiellement génératrice de porosités. La modélisation doit alors représenter l'écoulement entre les fils (écoulements inter-fils) ainsi que celui au travers des fils (écoulements intra-fils). À cette échelle de représentation, l'écoulement entre les fils est régi par les équations classiques d'écoulement fluide (Stokes ou Naviers-Stokes) tandis que l'écoulement au travers des fibres est modélisé par un modèle d'écoulement en milieu poreux (associé à la perméabilité du milieu). Pour ces problématiques, quelques modèles analytiques sont présents dans la littérature [59, 61, 62] mais sont principalement utilisés comme critères d'apparition des porosités dans des modèles macroscopiques [63, 64]. Appliqués à des tissus (avec des motifs répétitifs) et des écoulements dans le plan du renfort, ces modèles sont difficilement adaptables à des structures complexes infusées dans le sens transverse. Le problème concerne

principalement l'observation et la caractérisation de l'écoulement à double échelle au sein de la matière. L'apparition d'outils de simulation de l'écoulement à l'échelle mésoscopique est encore très récente [65–67]. La difficulté de la simulation réside dans la grande différence de propriété et de vitesse d'écoulement à prendre en compte. A ce jour, la plupart des outils de simulation proposés sont basés sur un modèle de Brinkman [68] consistant en un modèle de Stokes incorporant un terme de « perte de charge de Darcy ». Le terme de Darcy est utilisé dans ces outils comme un terme de pénalisation permettant de tendre vers un modèle de Stokes ou de Darcy, respectivement avec des perméabilités grandes et faibles. D'un intérêt certain pour la modélisation à l'échelle mésoscopique, la principale limitation de ce modèle concerne son application aux renforts usuels de l'aéronautique. Les très faibles niveaux de perméabilité de ces renforts engendrent des gradients spatiaux de vitesse importants (couches limites) qui sont difficiles à capter avec des méthodes numériques classiques [66].

Enfin, notons que ces modèles d'écoulement fluide ne prennent pas en compte la déformation du milieu. Quelques travaux récents sur la déformation mécanique des préformes s'attaquent cependant au problème de la déformation des fils des préformes [22] (figure 1.13 (a) et (b)). Toutefois, la définition d'un tel modèle et la caractérisation des produits [58] restent encore très complexes. Notamment, la création d'un modèle homogénéisé pour un paquet de fibres, pose les problématiques suivantes :

- la définition géométrique des fils telles que la ligne moyenne ou la courbure,
- la prise en compte de la réduction des vides,
- l'imbrication des fils entre eux,
- la définition et la caractérisation des frottements entre fils.

Vers l'échelle microscopique

A l'échelle microscopique, on suppose connue la position et la forme de l'ensemble des fibres constituant le renfort fibreux. Avec des représentations classiques de mécanique, cette échelle permet de modéliser l'ensemble des écoulements entre les fibres, ainsi que le comportement de chacune des fibres. Même si c'est l'échelle la plus proche de la physique fondamentale du problème, la modélisation à l'échelle microscopique reste marginale. La complexité de cette représentation réside en grande partie dans la capacité expérimentale d'analyse et de caractérisation. Il est nécessaire de pouvoir caractériser la position des fibres, les déformations subies (torsion, traction/compression, flambement) mais également les interactions entre les fibres. Pendant la déformation du renfort, il y a potentiellement création, suppression, et/ou modification des contacts entre les fibres.

Actuellement, les travaux précurseurs de Latil *et al.* [32], atteignent l'échelle d'un paquet de fibres unidirectionnelles. L'analyse permet ici d'identifier chacune des fibres élémentaires et d'en déterminer les points de contacts (figure 1.14) au cours d'un essai de compaction transverse. Les fils industriels étant composés au minimum de 3000 fibres, l'utilisation de tels outils reste encore une perspective relativement lointaine.

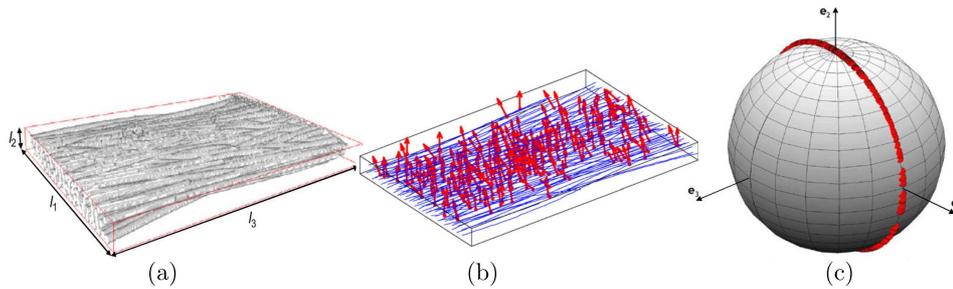


Figure 1.14: Reconstruction 3D d'un ensemble de fibres (a), définition des lignes moyennes et des points de contacts entre les fibres (b), représentation de l'orientation des contacts (c) [32].

1.5 Conclusion

Ce chapitre introductif, dans lequel les matériaux composites et leurs procédés ont été brièvement décrits, a permis de définir le cadre de ce travail lié à la modélisation du procédé de fabrication par infusion et associé à la problématique de développement d'un nouveau renfort. Dans l'étude des matériaux composites, le choix de l'échelle de modélisation est un paramètre déterminant dans la modélisation et la caractérisation des matériaux. Cette problématique est accentuée dans le cas présent par les enjeux liés au drapage et la présence de gaps et/ou d'overlaps. Ce phénomène pouvant devenir un paramètre de dépose, il doit être maîtrisé pour être potentiellement utilisé pour optimiser le procédé de fabrication. A cette fin, il est nécessaire de comprendre comment la présence d'hétérogénéités dans la structure peut influencer les paramètres du procédé, telle que la perméabilité des préformes, et doivent donc être caractérisés expérimentalement et modélisés pour être pris en compte dans les outils de simulation.

2

Caractérisation et suivi des paramètres du procédé

Sommaire

- 2.1 Les enjeux liés à l'infusion
- 2.2 Mise en place d'infusions instrumentées
- 2.3 Analyse des infusions et résultats expérimentaux
- 2.4 Conclusion

Introduction

L'objectif de ce chapitre est de créer une base de données expérimentales permettant de comprendre et de caractériser le procédé par le biais de techniques de suivi adaptées. La caractérisation du procédé a ici un double objectif, le premier est de mettre en avant les enjeux liés à l'infusion des préformes et la santé matière résultante. Le second est de définir des grandeurs représentatives du procédé qui pourront ensuite être confrontées aux simulations numériques réalisées. A cette fin, ce chapitre présente une revue bibliographique des problématiques liées aux procédés LCM menant à un plan d'expérience pertinent. Seront présentés ensuite le protocole expérimental ainsi que les outils de suivi de procédé utilisés. Enfin, l'ensemble des résultats expérimentaux sera détaillé afin de mettre en avant les verrous scientifiques qui devront être levés par la modélisation et la simulation numérique.

2.1 Les enjeux liés à l'infusion

Pour comprendre et optimiser le procédé, savoir le maîtriser et le caractériser sont des enjeux expérimentaux décisifs pour comprendre et découpler les phénomènes. Dans le chapitre précédent, des couplages multi-physiques associant la mécanique des fluides, la mécanique des solides, mais également la thermochimie ont été évoqués. Afin d'établir un plan d'expérience permettant de dissocier ces phénomènes, il est nécessaire de comprendre l'ensemble de ce procédé de fabrication. Les problématiques associées à la maîtrise des couplages seront abordées dans un premier temps. Elles seront suivies par les enjeux associés à l'optimisation du procédé en termes de temps de cycle et de santé matière.

2.1.1 La maîtrise des paramètres du procédé

Les couplages dans le procédé

La gestion et la maîtrise des couplages dans le procédé est délicate du fait des multiples paramètres influants. Deux types de couplages interviennent dans le procédé :

- les « couplages d'état » mettant en avant deux physiques partageant les mêmes variables d'état. Ces couplages correspondent à l'influence d'une inconnue d'un problème, comme variable d'état ou condition aux limites d'un autre problème.
- les couplages par dépendances induits par les évolutions des lois de comportement matériaux. Ces dépendances sont très nombreuses à l'échelle macroscopique ou de nombreux paramètres sont introduits pour représenter des phénomènes locaux par une approche reposant sur des milieux homogènes équivalents.

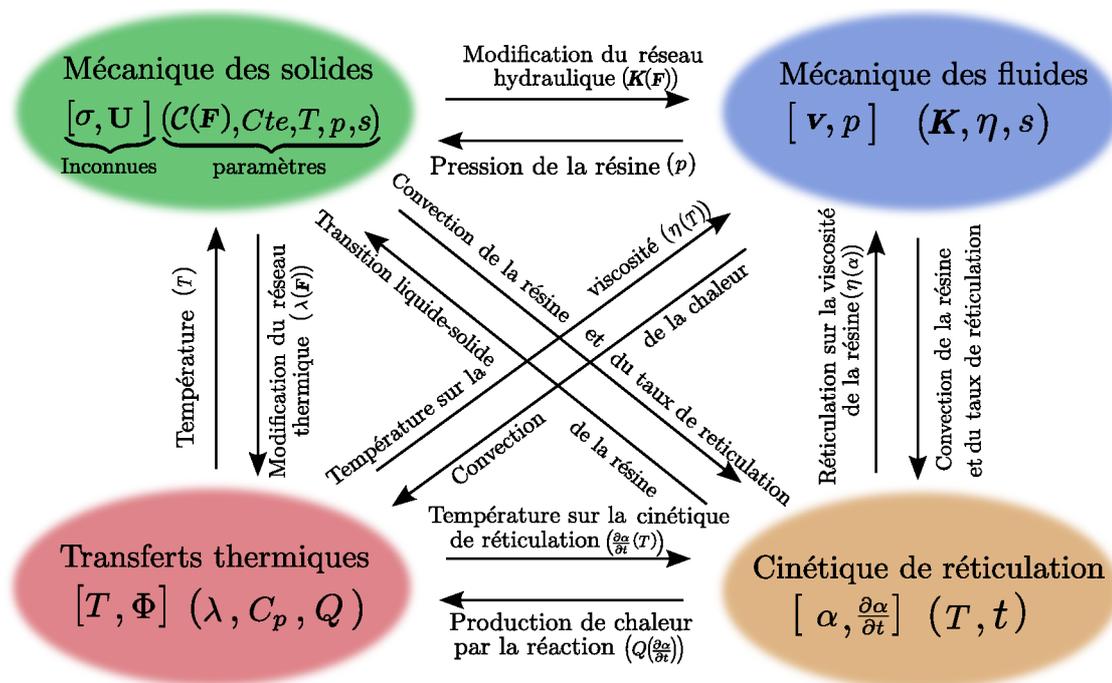


Figure 2.1: Les principaux mécanismes de couplages dans les procédés LCM.

La figure 2.1 propose une description des couplages et des paramètres associés à l'échelle macroscopique. Sur ce schéma, sont représentés entre crochets les inconnues des différents problèmes et entre parenthèses les paramètres des modèles (à l'échelle macroscopiques). Une liste des symboles utilisés est également réalisée (tableau 2.1) et synthétise les principales dépendances pouvant être associées aux paramètres du procédé. Le schéma de la figure 2.1 permet d'appréhender les couplages d'état associés à la pression et la température dans le problème de mécanique des solides et celle de la température dans la cinétique de réticulation. La liste des paramètres des problèmes montre que les couplages par dépendance sont nombreux et sont souvent des dépendances multiples associées à :

- l'évolution de la saturation s du milieu. Elle intervient sur de nombreux paramètres car elle correspond à une modification de la nature du matériau. Cette forte influence

Inconnues des problèmes	Nom	Unité	
\mathbf{v}	Vitesse du fluide	m/s	
p	Pression	Pa	
$\boldsymbol{\sigma}$	Contrainte de Cauchy	MPa	
\mathbf{U}	Déplacement	m	
T	Température	$^{\circ}C$	
Φ	Densité de flux de chaleur	W/m^2	
α	Degré de réticulation	-	
$\frac{\partial \alpha}{\partial t}$	Vitesse de réticulation	s^{-1}	
Paramètres	Nom	Unité	Principales dépendances
η	Viscosité	$Pa.s$	α, T
\mathbf{K}	Perméabilité	m^2	\mathbf{F}
s	Saturation du milieu	-	\mathbf{v}, p
\mathbf{F}	Tenseur gradient de déformation	-	\mathbf{U}
$C(\mathbf{F})$	Loi de comportement mécanique	Mpa	\mathbf{F}, s, p, α
Cte	Coefficient d'expansion thermique	$^{\circ}C^{-1}$	s, T, α
λ	Coefficient de conduction thermique	$W/m/^{\circ}C$	\mathbf{F}, s, T, α
C_p	Capacité thermique massique isobare	$J/g/^{\circ}C$	s, T, α
H_{tr}	Enthalpie totale de réticulation	$J/g/k$	Chimie de réticulation
Q_r	Chaleur de réaction	W/m^3	$\frac{\partial \alpha}{\partial t}, H_{tr}$

Tableau 2.1: Liste des symboles et des principales dépendances associées à une modélisation macroscopique du procédé par infusion.

est liée au caractère transitoire du procédé et de l'imprégnation des fibres par la résine. Pour cette raison, ce paramètre ne peut être éliminé de l'analyse.

- la température. C'est une des grandeurs principales de la thermodynamique qui par conséquent influe sur de nombreux paramètres matériau [69]. En considérant l'influence directe de la température sur la dilatation des préformes et la réticulation de la résine, sa maîtrise est cruciale dans le procédé.
- la réticulation de la résine. Par la modification des propriétés physiques de la résine et une transition d'un état liquide à un état solide, le taux de réticulation de la résine entre en compte dans l'évolution de nombreux paramètres. La réticulation modifie les paramètres mécaniques ($\eta, C(\mathbf{F})$ définis tableau reftab: symbole et dépendance macro) mais aussi thermo-physiques (C_p, Cte, λ définis tableau reftab: symbole et dépendance macro) de la matière. Par son caractère exothermique, la réticulation introduit également un flux de chaleur interne noté Q_r .

Il est également nécessaire de mentionner l'interdépendance entre la déformation du milieu et l'écoulement de la résine. Cette interdépendance est représentée par l'influence de la déformation sur la perméabilité et réciproquement de la pression de la résine sur la déformation du milieu.

Cette présentation montre qu'un des enjeux de la modélisation du procédé par infusion concerne la maîtrise des couplages multi-physiques rendant difficile la séparation des influences et la caractérisation des paramètres. Ici, la réduction du nombre de variables n'est possible qu'avec l'utilisation de conditions isothermes. Toutefois, cette condition ne peut être réalisée que si l'influence de la réaction, et donc de l'exothermie, est considérée comme négligeable. Dans ces conditions, la représentation des couplages dans le procédé peut se réduire à un couplage unique entre mécanique des fluides et mécanique des solides (figure 2.2).

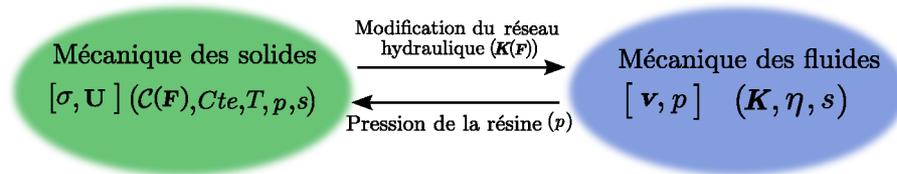


Figure 2.2: Les couplages dans les procédés LCM dans des conditions isothermes et en supposant négligeable l'influence de la cinétique de réticulation.

La maîtrise et l'optimisation des paramètres matériaux

A l'échelle du procédé, et dans les conditions expérimentales associées aux couplages de la figure 2.2, les grandeurs caractéristiques du procédé (à l'échelle macroscopique) sont : la déformation du renfort et la perméabilité K qui en résulte, ainsi qu'à la viscosité η de la résine. La résolution du problème de Darcy sur des géométries simples montre que le temps d'infusion d'une géométrie est proportionnel à $\frac{K}{\eta}$ (équations B.6, B.19 et B.26). Afin de réduire les temps de cycle, ou infuser des pièces de plus grandes dimensions, la maîtrise et l'optimisation de ce rapport est un enjeu industriel fort.

Des études portant sur la déformation des préformes [42, 70–72] montrent que la caractérisation d'un pli unitaire ne permet pas de caractériser la déformation d'une préforme constituée de l'empilement de ces plis. Ce phénomène provient d'un réarrangement introduisant une imbrication des plis également appelé « nesting » [5, 70]. Ce phénomène est alors maximum lorsque les fibres sont orientées dans la même direction (stratifiés unidirectionnels $[0]_n$) et souvent minimum lorsque les fibres se croisent perpendiculairement (stratifiés $[0/90]_n$). Dès lors, comme il a été mentionné dans le chapitre 1, la caractérisation d'une préforme en termes de compaction mais également de perméabilité doit être effectuée pour chaque renfort et chaque séquence d'empilement. Généralement, la perméabilité est considérée comme une caractéristique intrinsèque à un matériau qu'il est nécessaire de caractériser. Pour les préformes drapées automatiquement, l'adaptabilité de la dépose associée à l'insertion de gaps permet d'augmenter la perméabilité des renforts [73]. L'introduction de gaps ou d'overlaps pouvant devenir un paramètre de la dépose, cette influence sera à considérer pour la réalisation du plan d'expérience.

Pour augmenter les cadences de fabrication, la viscosité du fluide est un des paramètres d'optimisation du procédé (paramètre influant directement sur le rapport $\frac{K}{\eta}$). La plupart des fluides présentant un comportement thermo-fluidifiant, l'optimisation du procédé est réalisée via une augmentation de la température, dans les limites imposées par une dégradation thermique ou d'évolutions thermo-physiques des matériaux. Dans le cas de fluides thermo-réactifs, le problème est plus complexe car la réticulation de la résine est accélérée par une augmentation de la température. En augmentant la température du procédé, la polymérisation est alors plus rapide et la transition liquide-solide (également appelée transition vitreuse) apparaît plus rapidement. L'augmentation de la température permet de diminuer la viscosité, mais la fenêtre (temporelle) de mise en œuvre est plus courte. De plus, la puissance libérée par la réaction étant proportionnelle à la vitesse de réticulation $\left(\frac{\partial \alpha}{\partial t}\right)$, une augmentation de la température induit une augmentation de la puissance libérée par la réticulation, augmentant d'autant le risque d'emballement (exo)thermique. L'optimisation de la température du process est alors un compromis entre :

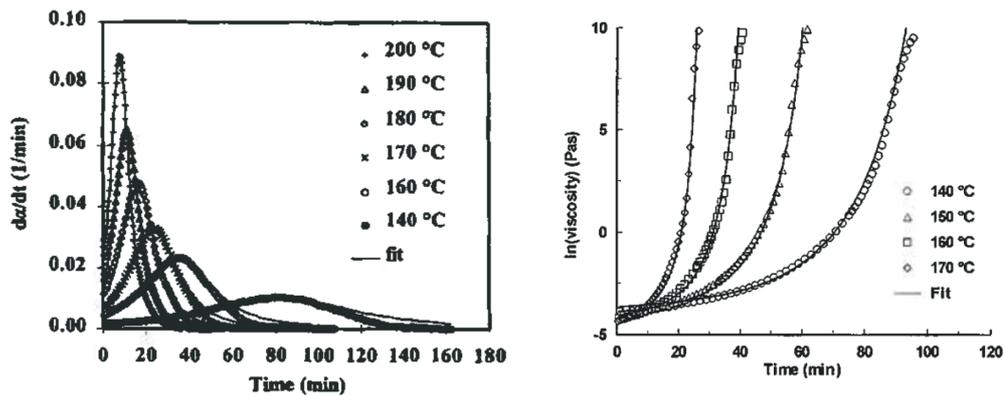


Figure 2.3: Évolution des propriétés de la RTM6 dans des conditions isothermes [74].

- une viscosité faible,
- une fenêtre temporelle de mise en œuvre permettant l'infusion de la pièce entière,
- une puissance thermique de réticulation excluant les risques d'emballement (exo)-thermique.

Selon les caractérisations réalisées en isotherme par Karkanis *et al.* [74] (figure 2.3) et la fiche produit de la RTM6 [11], une augmentation rapide de la viscosité apparaît à partir de 60 min à 140°C. A cette température, la puissance libérée par la réaction est réduite d'un facteur 10 environ par rapport à une réticulation à 200°C réduisant ainsi les risques d'exothermie. Expérimentalement, afin de négliger l'évolution de la viscosité ainsi que l'évolution de température associée à l'exothermie de la réaction, le temps et la température d'infusion devront être inférieurs 60 min et 140°C.

2.1.2 Les enjeux liés à la santé matière

Du fait de la nature complexe d'une pièce composite et de ces procédés de mise en œuvre, il est très difficile de fabriquer des structures en composites sans en altérer les propriétés mécaniques théoriques. L'expérience prouve que le mode d'élaboration peut influencer de façon significative sur le niveau de performance des pièces composites d'au moins deux façons [5]:

- par la génération d'imperfections dans le matériau que l'on nomme généralement défauts (porosités, fissures, délaminages, inclusions, contraintes résiduelles...),
- par un écart à l'idéalité supposée lors de la conception de la pièce (orientation, alignement et distribution des fibres, état de réticulation de la résine...).

La génération d'imperfections dépend naturellement du procédé mais également des matériaux mis en œuvre. Dans les procédés LCM, la génération d'imperfection apparaît principalement lors de l'imprégnation des fibres. La complexité du milieu fibreux, des écoulements, et des couplages peuvent introduire des défauts d'imprégnation à différentes échelles ou encore des problèmes de contrôle de l'épaisseur de la pièce. Cette dernière introduisant des problématiques de tolérances pour les assemblages, mais également des écarts aux taux volumiques de fibres (tvf) théoriques attendus (et donc des propriétés mécaniques).

Les zones sèches

A l'échelle de la pièce, il peut apparaître des zones exemptes de résine appelées zones sèches. Le plus souvent, ce phénomène est lié à une mauvaise stratégie d'infusion et l'utilisation d'outils numériques de prédiction ou d'optimisation permet généralement d'éviter ces problèmes. Toutefois, il apparaît parfois que des mécanismes d'écoulements préférentiels appelés "race-tracking", difficiles à anticiper, compromettent les prévisions. Ces écoulements apparaissent principalement sur les bords du domaine et constituent un écart aux hypothèses du modèle qu'il est difficile de prédire et modéliser [75]. Pour pallier ces difficultés, certains auteurs proposent d'utiliser les outils de contrôle en ligne, qui, par l'utilisation de méthodes de capture du front de fluide et d'outils numériques rapides vont adapter la stratégie en ligne de l'écoulement par rapport aux observations expérimentales [76] (figure 2.4). Les problèmes de zones sèches peuvent également apparaître sur des pièces complexes et/ou de grandes dimensions en raison des temps importants nécessaires pour le remplissage de la pièce. Dans ce cas, l'avancement de la réaction de polymérisation ne peut plus être considéré comme négligeable. Lorsque les temps d'infusion dépassent la fenêtre d'infusibilité de la résine, des méthodologies d'infusion spécifiques doivent alors être utilisées [77].

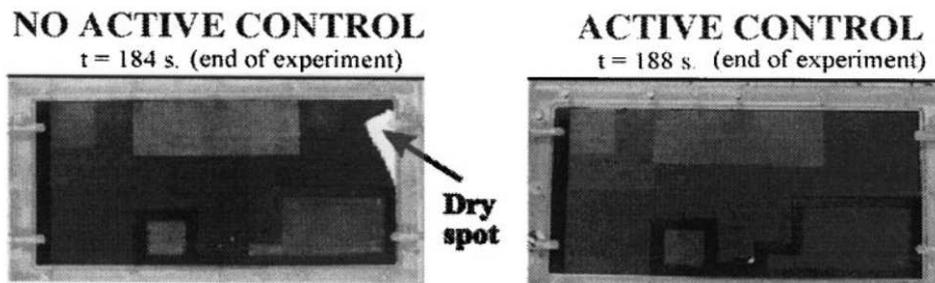


Figure 2.4: Expérimentations sur géométrie complexe permettant de mettre en évidence le phénomène de zone sèche, avec et sans stratégie d'optimisation en ligne du procédé [76].

La problématique des porosités

Aux échelles méso et microscopiques, les défauts d'imprégnation apparaissent sous la forme de bulles appelées communément porosités. Expérimentalement, les porosités peuvent être caractérisées suivant leur taille, directement liée à leur position dans le renfort. Les porosités situées entre deux fils du renfort sont appelées macro-vides (figure 2.5 (a)) tandis que les porosités situées au sein des fils sont appelées micro-vides (figure 2.5 (b)).

Les mécanismes conduisant à des micro-vides et macro-vides ne possèdent pas un caractère stochastique mais sont fonction de l'architecture du renfort et de la différence de perméabilités entre les zones inter et intra-fils. A cette échelle, les zones inter-fils correspondent à des canaux où la résine peut évoluer facilement tandis que les zones intra-fils présentent des perméabilités faibles, où des phénomènes capillaires locaux importants peuvent apparaître [78]. Afin de caractériser le régime d'écoulement, le nombre capillaire

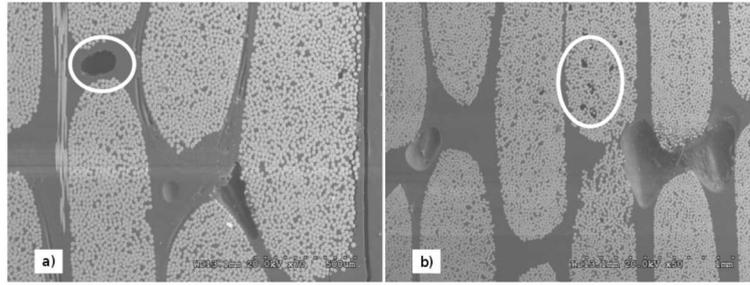


Figure 2.5: Macro-vides (a), micro-vides (b) observés sur des pièces réalisées par injection de résine [64].

Ca définit le rapport entre les forces visqueuses et les forces capillaires. Il est défini par :

$$Ca = \frac{\eta v_r}{\gamma} \quad (2.1)$$

où v_r désigne une vitesse de référence pour l'écoulement de la résine, η sa viscosité dynamique et γ la tension de surface¹ à l'interface résine/air.

Au sein du matériau, c'est la compétition entre ces deux forces (visqueuses et capillaires) qui introduit une double échelle d'écoulement pouvant générer des bulles. Ce phénomène, décrit par Lee *et al.* [79] et Binetruy *et al.* [26] a été largement étudié dans la littérature [27, 62, 64, 80, 81]. Il est possible de représenter les mécanismes de création de bulles par refermeture du front de fluide sur deux cas simplifiés (figure 2.6) :

- Si $Ca \ll 1$, la vitesse du fluide étant faible, les forces capillaires dans les fils sont dominantes. Les fils se remplissent alors plus rapidement, ce qui a tendance à favoriser la création de macro-vides dans les zones inter-fils.
- Si $Ca \gg 1$ la vitesse du fluide est importante, la faible perméabilité des fils engendre un écoulement différé dans cette zone, ce qui peut conduire à la création de micro-vides.

On observe ici que l'architecture locale du matériau est un enjeu et une problématique importante pour la maîtrise de la santé matière.

La maîtrise du taux volumique de fibre

La maîtrise des épaisseurs des pièces est une problématique peu abordée dans le cadre des procédés alors que les propriétés mécaniques des pièces fabriquées sont directement impactées. Plusieurs raisons peuvent expliquer ce constat :

1. Dans les procédés LCM, c'est une problématique propre au procédé par infusion pour lequel l'épaisseur n'est pas imposée par un contre-moule rigide, contrairement au procédé RTM.
2. Les problématiques de la maîtrise des épaisseurs et du taux volumique de fibres sont principalement liées à la fabrication de pièces hautes performances.

1. La tension de surface ou tension superficielle correspond à une modification de l'état local de la matière introduit par la présence d'une interface entre deux milieux. La tension de surface caractérise alors l'augmentation de l'énergie associée à la présence de l'interface et s'exprime en $N.m^{-1}$ ou encore en $J.m^{-2}$.

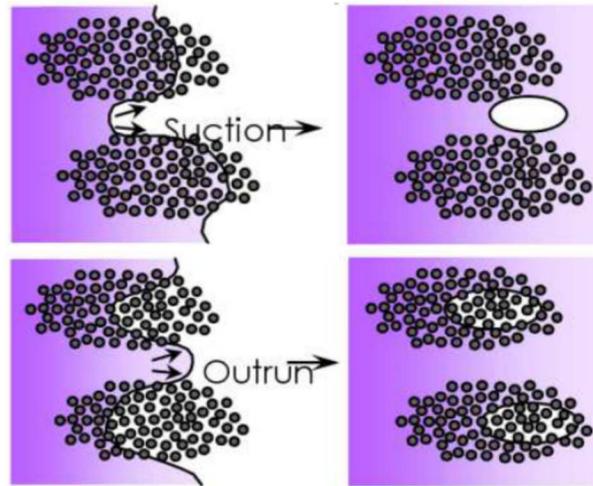


Figure 2.6: Mécanismes de formation des microvides et des macrovides [27].

3. Les logiciels de simulation commerciaux n'offrent généralement pas la possibilité de représenter la réponse mécanique des préformes sèches, et encore moins humides. L'influence de la déformation des préformes est par conséquent supposée négligeable.

A cela, il faut ajouter que la modification de l'épaisseur d'une pièce pendant sa fabrication intervient pendant la phase d'imprégnation, mais également pendant la phase post-infusion appelée plus couramment « post-filling » durant laquelle les pressions de résine vont se rééquilibrer. Le début de cette étape est marqué par une fermeture de l'arrivée de résine et se poursuit jusqu'au durcissement complet de la résine. C'est une étape difficile à maîtriser et à caractériser car souvent associée à une modification de la température pour assurer la cuisson de la résine. Actuellement une des principales problématiques concerne le développement d'outils de modélisation représentatifs de ces phénomènes. La simulation des écoulements post-infusion dans un cadre tri-dimensionnel reste actuellement une problématique majeure et non traitée [31, 53].

2.1.3 Définition d'un plan d'expérience

La revue des différents couplages et défauts associés aux procédés LCM a mis en avant plusieurs problématiques pour la mise en forme de pièces de hautes performances réalisées par infusion. Les problématiques peuvent être synthétisées par les enjeux suivants :

- la maîtrise de l'infusion de pièces de grandes dimensions pour lesquelles les temps d'infusions induisent une évolution significative des propriétés de la résine.
- le contrôle de la déformation des préformes (et donc de la perméabilité) pendant leur création par drapage, emboutissage, pliage... et également pendant les étapes d'infusion et de post-filling.
- la maîtrise et l'optimisation de la santé matière et principalement de la porosité dans les pièces (paramètre qui met en jeu des écoulements dépendants de l'architecture des matériaux aux différentes échelles).

Cette étude étant orientée vers la compréhension et l'optimisation de la mise en œuvre de renforts HiTape® par infusion, un focus sur la problématique des gaps dans les pré-

formes a été choisi pour la création du plan d'expérience. Cette problématique a été motivée par son influence majeure sur la perméabilité et les possibilités d'optimisation associées (réduction des temps de fabrication ou application à des pièces de plus grandes dimensions). La compréhension et la caractérisation des écoulements associés à l'insertion de gaps est alors un enjeu important car cela peut induire des dérives dans la prédiction du procédé. Notamment, l'introduction de gaps peut influencer sur la santé matière des pièces fabriquées. Pour répondre aux exigences de qualité attendues en aéronautique, la problématique des taux de porosités devra être appréhendée.

Le plan d'expérience

La mise au point d'un plan d'expérience pour caractériser l'influence des gaps sur les pièces élaborées est délicate. Premièrement, ce plan doit faire intervenir plusieurs paramètres liés au produit déposé (largeur de nappe, grammage), mais également au drapage des préformes qui introduit un phénomène de nesting. Ensuite, l'utilisation d'un drapage automatisé (référéncé AU dans la plan d'expérience) introduit des paramètres et incertitudes liées aux machines et à la précision des têtes de dépose. Pour des raisons techniques de caractérisation ainsi que de confidentialité, les incertitudes sur les machines de dépose, sur les produits et sur la dimension des gaps ne seront pas définis. Enfin, l'insertion de gaps dans les préformes fait également intervenir un paramètre supplémentaire de dépose que l'on appellera recouvrement. Ce paramètre, fonction du pas de dépose, correspond à un déphasage entre deux plis superposés et possédant la même orientation (figure 2.7). La question du recouvrement intervient dans la grande majorité des drapages du fait de la symétrie de la séquence. Notons que pour des préformes purement unidirectionnelles, la superposition de plis sans recouvrement n'est pas envisageable car diminuerait fortement la tenue mécanique des préformes.

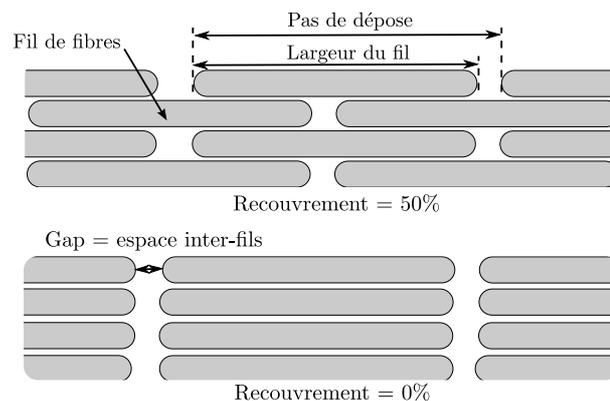


Figure 2.7: Représentation des gaps et des recouvrements dans le drapage d'une préforme.

En prenant en compte l'ensemble de ces effets, le plan expérimental proposé pour cette étude est présenté dans le tableau 2.2. Ce plan prend en compte :

- des drapages unidirectionnels (UD) et quasi-isotropes (QI), pour appréhender l'effet du nesting.
- trois tailles de gaps différentes, pour lesquels 0 correspond à une préforme sans gaps (le pas de dépose correspond à la largeur du fil). Les tailles 1 et 2 définissent des gaps de dimension croissante.

- l'effet du recouvrement au plan de symétrie des préformes quasi-isotropes.
- une configuration drapée manuellement (MA). Cette configuration est considérée comme référence car correspond à une configuration quasi-idéale de l'agencement fibreux mais peu étudiée dans l'industrie. Le drapage manuel quasi-isotrope n'a pas été considéré car c'est une configuration plus classique pour laquelle les performances ont été éprouvées en amont de cette étude.

Afin de faciliter l'analyse des résultats, une référence est associée à chaque configuration et synthétise les spécificités du drapage. Enfin, pour évaluer la répétabilité des temps d'infusion et la qualité des pièces réalisées, l'ensemble des configurations de ce plan d'expérience a été réalisé deux fois (noté « a » et « b »).

Drapage	Séquence	Gaps	Recouvrement	Référence
Manuel	[0] ₂₀	-	-	MA_UD
Automatisé	[0] ₁₆	0	50%	AU_UD_0
		1	50%	AU_UD_1
		2	50%	AU_UD_2
	[45/0/135/90] _{2s}	0	0%	AU_QI_0_R0
			50%	AU_QI_0_R50
		1	0%	AU_QI_1_R0
			50%	AU_QI_1_R50
		2	0%	AU_QI_2_R0
			50%	AU_QI_2_R50

Tableau 2.2: Plan d'expérience.

Caractéristiques du matériau de l'étude

Le matériau de l'étude correspond à la classe de renforts appelée HiTape®. Sous cette dénomination, plusieurs matériaux sont proposés avec différentes fibres, différents grammages² et sous différentes largeurs. Le matériau utilisé pour confectionner les préformes est composé de fibres de carbone de module intermédiaires (fibres HexTow® IMA). Les dimensions des plaques réalisées sont de 350 mm × 350 mm ce qui correspond aux limites dimensionnelles de l'étuve utilisée pour l'infusion et la cuisson des préformes. Les préformes drapées manuellement sont réalisées avec des produits de 500 mm de large pour un grammage de 194 g/m² ce qui permet de confectionner un pli avec uniquement une largeur de produit. Les préformes automatisées sont drapées avec des fils de 6,35 mm (1/4") de large pour un grammage de 210 g/m².

2. Le grammage correspond à la masse surfacique d'un produit, défini en g/m². Dans le domaine des composites, le grammage représente la masse surfacique du renfort (les fibres). Toutefois, ce terme peut également s'appliquer pour la caractérisation des charges ou autres composants d'un produit. Dans ce cas le terme de grammage est associé au nom du produit auquel il est associé.

2.2 Mise en place d'infusions instrumentées

L'objectif de cette section est de décrire la mise œuvre par infusion des configurations définies dans le plan d'expérience (tableau 2.2). L'instrumentation de ces infusions doit permettre d'apporter des outils de compréhension et de caractérisation du procédé. Ainsi, le choix des outils et la mise en œuvre du suivi de procédé seront présentés dans cette partie. Cette présentation sera suivie par le détail du protocole de préparation et d'infusion des préformes, pour finir sur l'exploitation des résultats.

2.2.1 Choix d'une instrumentation pour le procédé

La description du procédé et des couplages ont permis de cibler plusieurs grandeurs physiques pertinentes du procédé : la pression, la position et la vitesse du fluide, la température et enfin l'épaisseur ou déformation transverse des préformes. Afin de choisir des capteurs, plusieurs critères entrent en compte et concernent la précision, la dimension/encombrement du capteur ou encore le coût associé à la technologie de mesure. Le choix concerne également le développement et l'intégration de ces technologies aux bancs expérimentaux. Du fait de la diversité des grandeurs à suivre, des méthodes, ou encore des technologies de mesures pouvant être associées, il est impossible de réaliser une liste exhaustive des capteurs et technologies de mesure existantes. En se restreignant aux capteurs actuellement utilisés dans les procédés d'élaboration directs, les méthodes de mesure peuvent être regroupées par grandeur mesurée. On regroupe ainsi :

- les technologies à base de capteurs de pression (membrane, piézoélectriques,...) qui permettent, en plus de la mesure de la pression, d'estimer la position du front de fluide pendant le procédé [75].
- les mesures de déplacement par imagerie [53, 82] ou par capteurs de déplacements linéaires à contact [72] type LVDT (Linear Variable Differential Transformer) qui permettent d'accéder à la déformation de la préforme pendant le procédé.
- les mesures de température, principalement par thermocouples, permettant d'accéder à la température dans la préforme mais également d'évaluer le passage du front de fluide [54, 83].
- les mesures électriques [84–86] ou diélectriques [64, 87], qui autorisent un suivi du front de fluide, de la saturation et de la réticulation de la résine.
- les capteurs à base de fibres optiques sont également très répandus [83, 88–92]. Très polyvalents, ils permettent la détection du front de fluide, de la température et de la déformation de la préforme (s'ils sont munis de réseaux de Bragg par exemple [93]).

La plupart des technologies mentionnées ci-dessus sont associées à des procédés par injection. Pour l'infusion, une difficulté supplémentaire concerne la caractérisation des grandeurs dans l'épaisseur des préformes qui varie. Notamment, les mesures diélectriques sont très polyvalentes, et sont les seules permettant la caractérisation d'une évolution dans la saturation du milieu [64]. Toutefois, cette technologie est principalement développée et intégrée à des moules rigides facilitant l'utilisation de capteurs à géométrie fixe. En privilégiant la problématique des écoulements dans le sens transverse aux préformes, et en considérant les déformations de la préforme, l'intégration de tels capteurs reste très délicate.

Pour répondre à la problématique d'une caractérisation très localisée (dans l'épaisseur des préformes), des technologies simples et peu intrusives ont été privilégiées. Sur la base des travaux de S. Vacher [88] puis P. Wang [54], des thermocouples associés à une mesure par fibres optiques ont été sélectionnés pour la détection du fluide dans la préforme. Ensuite, la maîtrise des pressions imposées aux procédés est ici à associer au niveau de vide appliqué à la préforme. La pression est imposée par la pompe à vide et mesurée avec un simple capteur à déformation de membrane.

Enfin, l'épaisseur des préformes n'a pas été suivie dans cette étude pour plusieurs raisons :

1. L'enceinte initialement prévue pour les infusions de cette étude était d'une hauteur très faible, sans possibilité d'accès au dessus ni au dessous de la préforme (figure 2.8 (a)). Dans ces conditions, les possibilités d'intégration de capteurs au banc expérimental étaient très limitées.
2. Industriellement, le suivi de l'épaisseur des plaques infusées n'était pas une problématique majeure contrairement aux problématiques d'imprégnation. Toutefois, P. Wang [54] montre que le gonflement peut introduire des modifications notables dans les temps de remplissage [54, 83]. Compte tenu des contraintes expérimentales et des très bonnes corrélations expérimentales-numériques obtenues dans ces travaux [54], la prise en compte de ces phénomènes avec les mêmes hypothèses s'est imposé en première approximation.

Il faut noter qu'à la suite de la caractérisation de l'outillage et d'essais d'infusion, la régulation de la température n'était pas satisfaisante pour l'étude. Une enceinte à convection forcée a été acquise pour ce projet (figure 2.8 (b)).

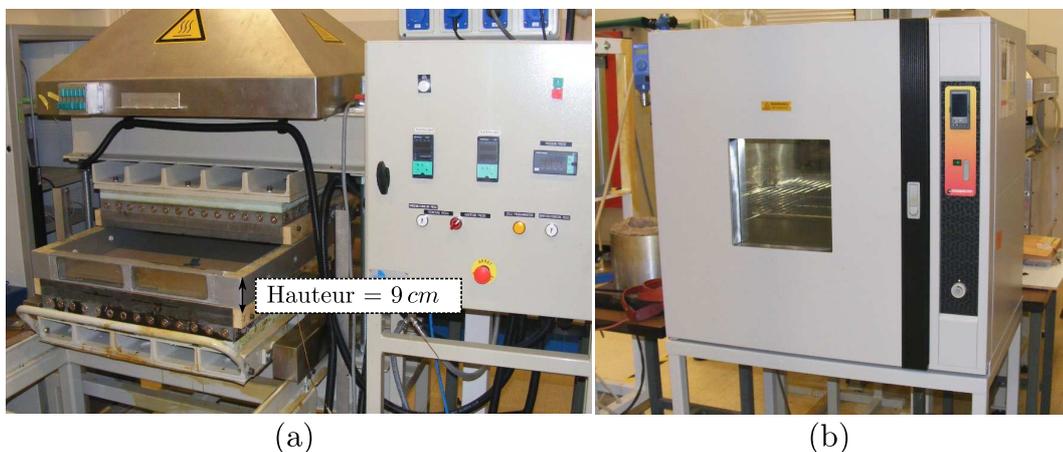


Figure 2.8: (a) Enceinte adaptée au banc d'injection développée dans la thèse de M. Warris [93], (b) étuve utilisée pour les infusions du projet.

2.2.2 La caractérisation de la température par thermocouple

La maîtrise de la température est un paramètre clé du procédé. Technologiquement, l'évaluation de la température peut être réalisée par :

- Une mesure de conductivité avec l'utilisation d'une sonde de platine plus connue sous le terme de thermistance.

- Une mesure de fréquence de vibration en utilisant un quartz oscillant.
- Une mesure de tension en utilisant un couplage thermo-électrique de deux matériaux, couramment appelé thermocouple.

Les thermocouples ont été préférés dans cette étude pour les nombreux avantages qu'ils présentent en termes de prix et de dimensions, permettant facilement d'envisager la multiplication du nombre de points de mesure. Les temps de réponse des thermocouples dépendent des matériaux choisis, de l'inertie thermique de la soudure et donc de leur taille. Pour le suivi de procédé, P. Wang [54] montre qu'en plus de délivrer une mesure locale de la température, les micro-thermocouples permettent également de suivre le front de résine. La précision des capteurs employés permet de détecter le fluide, plus froid, quand il passe dans la préforme. Le front de fluide y est détecté comme le minimum de la température mesurée [82].

Les thermocouples utilisés dans cette étude sont de type K (caractérisant le couple de matériaux chromel-alumel) car bien adaptés aux plages de températures considérées de $[20^{\circ}\text{C}; 200^{\circ}\text{C}]$ et à des applications en milieu oxydant. Ce sont des micro-thermocouples réalisés avec des fils de diamètre inférieur à $0,1\text{ mm}$ pour lesquels la jonction est réalisée sans soudure (les fils sont torsadés puis sertis). Malgré l'absence de soudure, ces thermocouples montrent une faible inertie et une précision de mesure inférieure à 1°C pour les plages de températures considérées [54]. Associés à une station d'acquisition de marque Agilent (modèle 34970A), ces thermocouples ont été utilisés pour l'instrumentation des infusions, mais également pour la caractérisation de l'étuve utilisée pour l'étude.

Pour la caractérisation de l'étuve, le cycle et la réponse thermique des thermocouples placés dans la chambre d'essai (figure 2.9 (a)) sont donnés en figure 2.9 (b). Les différents capteurs placés dans l'enceinte présentent un écart de température atteignant 6°C en conditions dynamiques (avec une rampe de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$) et 4°C sur un palier à température imposée à 180°C . La caractérisation d'outils de chauffe est nécessaire car elle permet d'appréhender :

- l'inertie thermique de l'outillage. Phénomène particulièrement important lors du refroidissement (car l'étuve n'est pas munie d'appareils de refroidissement).
- la régulation thermique. Ici munie d'un régulateur PID (Proportionnel, Intégral, Dérivé) ce cycle permet de caractériser les temps de réponse de la boucle de régulation de l'étuve.
- le respect des consignes thermiques. Pour une application en isotherme, cet essai de chauffe a principalement mis en évidence une défaillance dans la mesure du régulateur (le palier à 180°C de la figure 2.9 montre un écart à la consigne d'environ 7°C). Dans les conditions isothermes de l'étude, cette défaillance n'est pas critique car elle peut-être corrigée par compensation de la consigne.

La plupart du temps, considérée comme uniforme et constante dans la simulation des procédés, la caractérisation et la maîtrise de la température dans un cadre expérimental se révèlent plus délicates. Même dans un cadre isotherme, la caractérisation précise de la température montre que des écarts expérimentaux importants peuvent intervenir du fait de capteurs mal positionnés, biaisés ou défaillants. Pour s'affranchir de ces problèmes, les thermocouples utilisés dans le protocole expérimental (présenté à la section 2.2.4 pour caractériser les températures) sont indépendants des mesures associées aux régulations

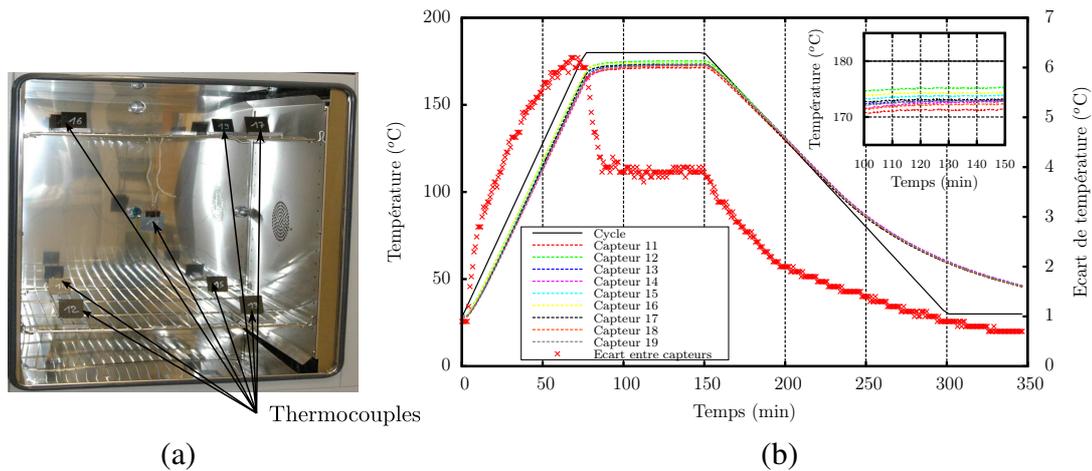


Figure 2.9: Position des thermocouples dans l'étuve (a) et réponse de ces derniers pendant le cycle de caractérisation (b).

de l'étuve et du pot de résine (indépendants en termes de matériel d'acquisition et de position).

2.2.3 Suivi de procédé par capteurs à fibre optique

Les applications des fibres optiques sont très nombreuses, notamment car leur nature leur confère les avantages suivants :

1. Pour l'application au suivi en ligne de procédés :
 - Elles sont légères, flexibles, de faible diamètre et donc peu intrusives [88].
 - Elles sont électriquement isolantes, insensibles aux champs magnétiques et peuvent être déportées sur de longues distances.
 - Les matériaux utilisés sont chimiquement inertes, conduisent mal la chaleur et peuvent fonctionner à haute température (jusqu'à 600 – 700°C pour les fibres en silice).
2. Pour la qualité des mesures :
 - Les capteurs sont généralement très sensibles et permettent de très grandes dynamiques de mesure.
 - Les fibres optiques sont connues pour leur très forte capacité de transfert d'informations. Cette propriété permet de multiplexer les capteurs sur un même boîtier d'acquisition et autorise la redondance des mesures.
 - Les mesures avec des fibres optiques peuvent être envisagées de manière ponctuelle ou répartie le long de la fibre.

Actuellement, l'usage massif de fibres optiques dans les réseaux téléphoniques a permis de diminuer le coût associé à cette technologie. Le rapport performances/prix devient de plus en plus compétitif et intéresse les petites et grandes entreprises et touche même les particuliers (principalement pour les réseaux informatiques). Après une présentation du principe de fonctionnement des fibres optiques, cette section présentera la physique et le

principe de fonctionnement des capteurs associés à la réflexion de Fresnel. Enfin, le banc expérimental de l'étude sera présenté en détails.

Caractéristiques des fibres optiques

Une fibre optique est un guide d'ondes composé d'un cœur (d'indice de réfraction n_{co}) et d'une gaine optique (d'indice de réfraction n_{cl}). Le principe des fibres optiques repose sur le guidage d'ondes lumineuses par des réflexions successives sur l'interface cœur-gaine. La transmission ou la réflexion/réfraction des ondes sont régies dans les fibres optiques par la loi de Descartes (figure 2.10) qui s'écrit :

$$n_1 \sin(\theta_1) = n_2 \sin(\theta_2) \quad (2.2)$$

avec :

- n_1 et n_2 : les indices de réfraction respectifs des milieux 1 et 2,
- θ_1 et θ_2 : les angles d'incidence ou de réfraction des ondes.

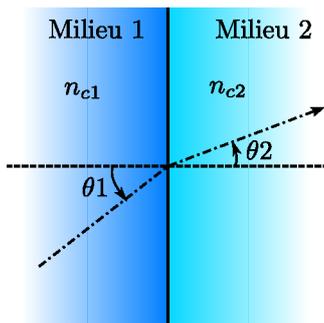


Figure 2.10: Réfraction d'une onde suivant la loi de Descartes.

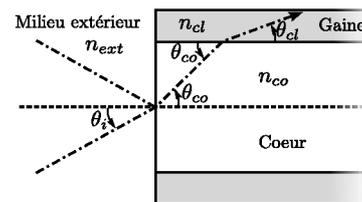


Figure 2.11: Cône d'acceptance d'une fibre optique.

On peut montrer avec cette relation que lorsque l'angle d'incidence θ_i (figure 2.11) atteint un angle critique θ_{cr} , alors l'angle de réfraction du rayon réfracté θ_{cl} s'annule. Il y a alors réflexion totale de l'onde incidente. Lorsqu'on injecte des ondes dans une fibre optique, l'ensemble des ondes transmises à la fibre peut être représenté sous la forme d'un angle solide conique appelé cône d'acceptance (d'angle $2\theta_{cr}$). Ainsi, seule la partie des rayons émise dans la fibre et comprise dans le cône d'acceptance se propage dans la fibre. On parle alors d'Ouverture Numérique (ON) que l'on définit par :

$$ON = n_{ext} \sin(\theta_{cr}) \quad (2.3)$$

et qui peut également s'écrire :

$$ON = n_{ext} \sin(\theta_{cr}) = \sqrt{n_{co}^2 - n_{cl}^2} \quad (2.4)$$

avec n_{ext} l'indice de réfraction du milieu extérieur.

Il existe principalement deux types de fibres optiques : les fibres monomodes et les fibres multimodes. La différence entre ces deux types de fibres provient du diamètre du cœur qui pour une fibre monomode est plus faible (entre 2 et 10 μm) que pour les fibres

multimodes ($50 - 70 \mu m$). Du fait de la faible dimension du cœur, les ondes se propagent uniquement coaxialement à la direction de la fibre monomode, on parle alors de mode de propagation fondamental. En revanche, les rayons plus grands des fibres multimodes autorisent l'utilisation de longueurs d'ondes du visible et du proche infra-rouge. L'énergie lumineuse se déplace dans ces fibres avec différents modes de propagation (figure 2.12).

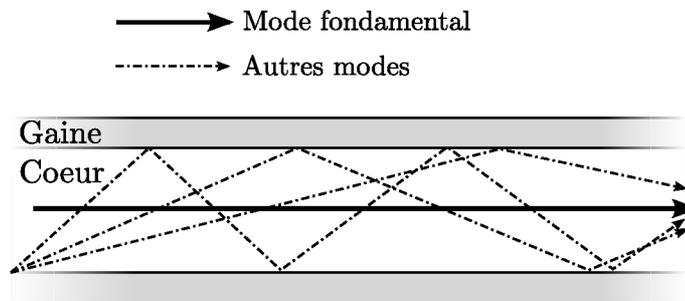


Figure 2.12: Modes de propagation dans une fibre.

En tant que capteur, les fibres optiques peuvent être utilisées pour réaliser des mesures par : réflectométrie, évanescente, spectroscopie et par réseau [88]. Dans cette étude, le principe de mesure repose sur le principe de la réflexion de Fresnel. Les mesures par réflectométrie et par évanescente sont alors présentées par la suite.

Mesure par réflectométrie et évanescente

Les mesures par réflectométrie et par évanescente consistent à avoir un suivi de l'indice de réfraction du milieu dans lequel la fibre est immergée. Pour ces applications, on utilise en général des fibres multimodes.

Les mesures par réflectométrie consistent à cliver la fibre (couper la fibre par la propagation d'une fissure) pour se servir de cette extrémité comme capteur. On exploite alors l'intensité lumineuse réfléchie à l'interface silice-milieu extérieur en bout de fibre, régie par le principe de Fresnel (Figure 2.13). En supposant une incidence normale des rayons lumineux, la fraction R de l'intensité lumineuse réfléchie est définie par :

$$R = \left(\frac{n_1 - n_2}{n_1 + n_2} \right)^2 \quad (2.5)$$

On rappelle que l'indice de réfraction est une grandeur sans dimension permettant de caractériser une interaction entre lumière et matière. Ainsi, elle est intrinsèquement dépendante des caractéristiques du milieu et de l'onde incidente.

Les mesures par évanescente sont très similaires aux mesures par réflectométrie puisqu'elles fonctionnent également sur le principe de la réflexion de Fresnel. Pour cette application, ce n'est pas le signal réfléchi qui est analysé, mais le signal propagé et notamment l'atténuation de la puissance de ce signal. Ainsi, le principe de mesure par évanescente consiste à introduire un défaut sur la fibre permettant de faciliter l'interaction de la lumière avec le milieu environnant. Les défauts introduits peuvent être créés en enlevant la

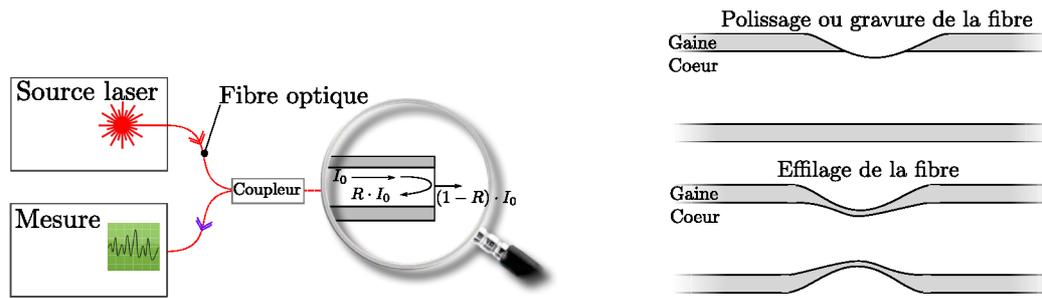


Figure 2.13: Montage de Fresnel de base. Figure 2.14: Défauts pouvant être introduits sur une fibre optique pour une mesure par évanescente.

gaine (par polissage, gravure) ou en réalisant une diminution de la section de la fibre par chauffage puis effilage (figure 2.14). Le principal avantage de la mesure par évanescente est la sensibilité plus importante des capteurs qui est alors dépendante de la surface polie ou de l'effilage réalisé.

Ces montages sont très facilement utilisables pour détecter le passage du front de résine (par la variation de l'indice de réfraction entre la résine et l'air) mais peuvent également permettre d'évaluer l'avancement de la polymérisation de la résine [89, 92]. Cette dernière est évaluée en utilisant la loi de Lorentz-Lorentz qui met en évidence l'influence de la masse molaire M du milieu sur ses propriétés optiques :

$$\frac{n^2 - 1}{n^2 + 2} = \frac{R_M}{M} \rho \quad (2.6)$$

avec :

- R_M : la réfractivité molaire,
- ρ : la masse volumique du milieu liquide.

Afin de multiplier le nombre de capteurs, des coupleurs peuvent être utilisés pour associer ou dissocier plusieurs fibres. Par l'association des signaux de plusieurs fibres optiques, la séparation des informations de chacun des capteurs devient plus difficile et l'analyse thermo-dépendante de l'avancement de la réticulation est alors délicate. Avec un tel montage, la détection associée aux fibres optiques sera limitée à la détection d'un changement de milieu (passage du front de fluide) car la variation de l'indice de réfraction entre l'air et la résine entraîne des variations importantes et rapides de la puissance lumineuse échangée avec le milieu extérieur.

Banc expérimental et essais préliminaires

Pour l'application visée, la longueur d'onde utilisée dans le montage n'est pas un paramètre critique. De ce fait, l'ensemble du montage expérimental est réalisé avec des outils communs aux réseaux de télécommunication. Le montage expérimental de détection par fibre optique (schématisé figure 2.15) est composé :

- d'une source laser stabilisée et équipée d'une diode d'une puissance 10 mW centrée sur une longueur d'onde de 1550 nm (figure 2.16 (a)).

- d'un boîtier d'acquisition réalisant une mesure de la puissance lumineuse issue de la fibre optique. L'acquisition est associée à un ordinateur permettant de faire l'enregistrement de l'ensemble des mesures sur une même base de temps³.
- de la fibre optique multimode (de classe OM2). Ce sont des fibres de diamètres $50/125\mu\text{m}$ (cœur/gaine optique) et enrobées dans une gaine de protection pour un diamètre total de $250\mu\text{m}$.
- de deux coupleurs : un coupleur 2×2 et un coupleur 1×4 permettant de multiplexer les fibres. Une branche du coupleur 2×2 n'est pas utilisée dans le montage mais mise en place soit pour capter les variations d'une source non stabilisée soit pour l'utilisation d'une détection synchrone.

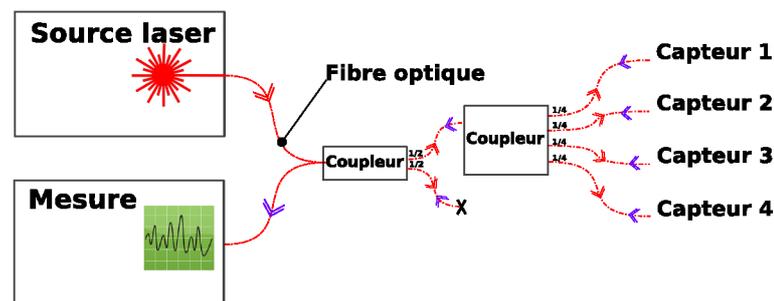


Figure 2.15: Schéma du montage utilisé pour la détection à 4 fibres.

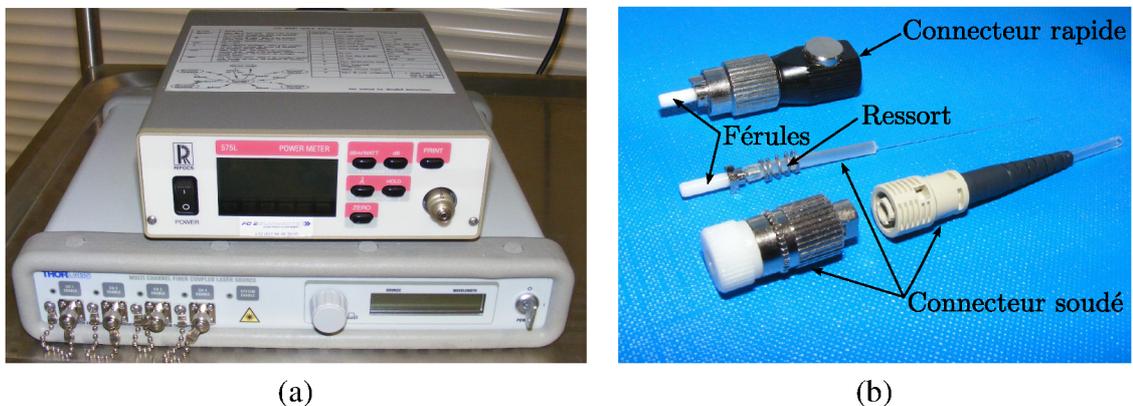


Figure 2.16: Source laser et boîtier d'acquisition du montage par fibres optiques (a), photo des connecteurs "rapides" et des connecteurs soudés testés (b).

Même si le principe de la détection par fibre optique est relativement simple, sa mise en place expérimentale est délicate. Notamment, à cause des faibles puissances lumineuses utilisées et de la forte influence de la qualité du montage. Afin d'évaluer la stabilité et la capacité du montage, un essai de détection a été réalisé. Ce test consiste à insérer une par une les extrémités des 4 fibres optiques dans un liquide test, et vérifier la présence d'un saut de la puissance lumineuse mesurée. La puissance lumineuse réfléchiée en bout

3. Le dialogue avec les appareils de mesure et l'acquisition ont été réalisés avec le logiciel commercial Labview™, <http://www.ni.com/labview/fr/>.

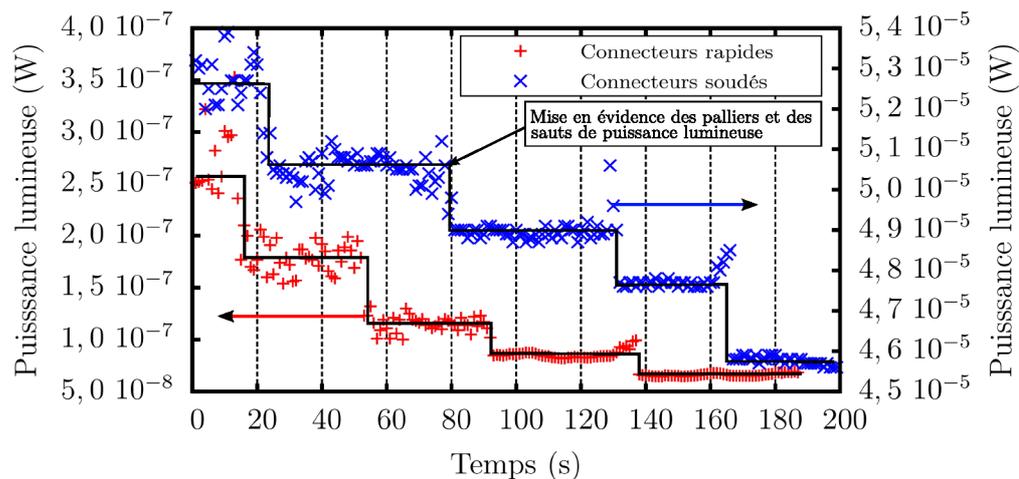


Figure 2.17: Test de détection réalisé avec 4 fibres optiques pour deux types de connecteurs optiques.

de fibre étant plus faible quand elle se trouve dans un liquide que dans un gaz (l'air), on observe ainsi une baisse de la puissance lumineuse totale mesurée. Cela se traduit alors par l'apparition de paliers successifs (figure 2.17).

En considérant un indice de réfraction du cœur de la fibre de 1,46 et un indice de réfraction de l'air de 1,00 [88], l'équation 2.5 définit que 3,5% de la puissance lumineuse est théoriquement réfléchi au bout des fibres optiques. Un banc expérimental sans pertes permettrait alors de mesurer des puissances lumineuses de l'ordre de 10^{-4} W. L'expérience montre que ces pertes lumineuses sont très fortement dépendantes de la qualité de la préparation et du clivage réalisés sur les connecteurs optiques du banc. Historiquement, les connecteurs utilisés étaient des connecteurs « rapides », des supports pour lesquels une férule permet de guider et aligner deux fibres optiques entre elles (figure 2.16 (b)). Avec ces guides, la réalisation d'un clivage parfaitement plat en bout de fibre était difficile (et devait être associé à une phase de polissage délicate). Les connecteurs commerciaux actuels sont des connecteurs à souder pour lesquels l'ensemble férule-fibre est prêt à l'emploi. Ces connecteurs possèdent également l'avantage d'avoir un ressort permettant d'assurer un contact entre les deux fibres optiques couplées. Les puissances lumineuses mesurées pendant l'essai montrent des niveaux de puissance bien plus faibles et proches du seuil minimum d'acquisition de l'appareil (de 1 nW) lorsque les connecteurs rapides sont utilisés (figure 2.17). Ces niveaux de puissance dénotent des pertes importantes dans le montage et potentiellement critiques vis-à-vis du système d'acquisition. Au contraire, les connecteurs soudés induisent une puissance lumineuse mesurée environ 100 fois supérieure à celle réalisée avec des connecteurs rapides. Cela permet de considérer ce banc de mesure comme valide.

Enfin, il faut noter que du point de vue expérimental, une soudeuse à fibre optique permet également d'assembler deux fibres optiques avec des facteurs de perte quasiment nuls. Pour la préparation des infusions ce paramètre est important car il permet de dissocier le banc d'acquisition des fibres optiques utilisées lors de la préparation, et l'instrumentation des infusions.

2.2.4 Protocoles de préparation et d'infusion

Dans cette partie, le protocole expérimental utilisé pour réaliser les infusions est exposé. Cette présentation est décomposée en deux parties :

1. la première concerne la préparation des infusions avec la mise en place de l'instrumentation et des consommables.
2. la deuxième concerne le protocole d'infusion utilisé pour les étapes d'imprégnation et de cuisson des plaques.

La préparation de l'infusion

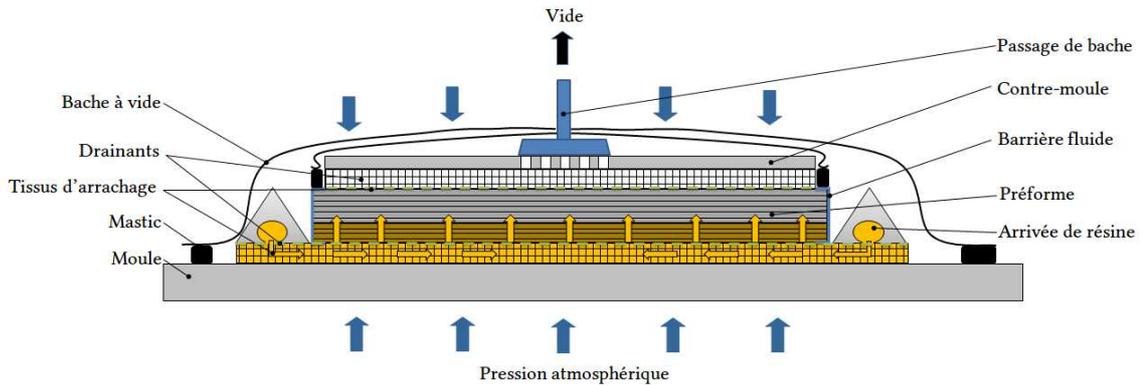


Figure 2.18: Agencement des consommables pour la préparation de l'infusion.

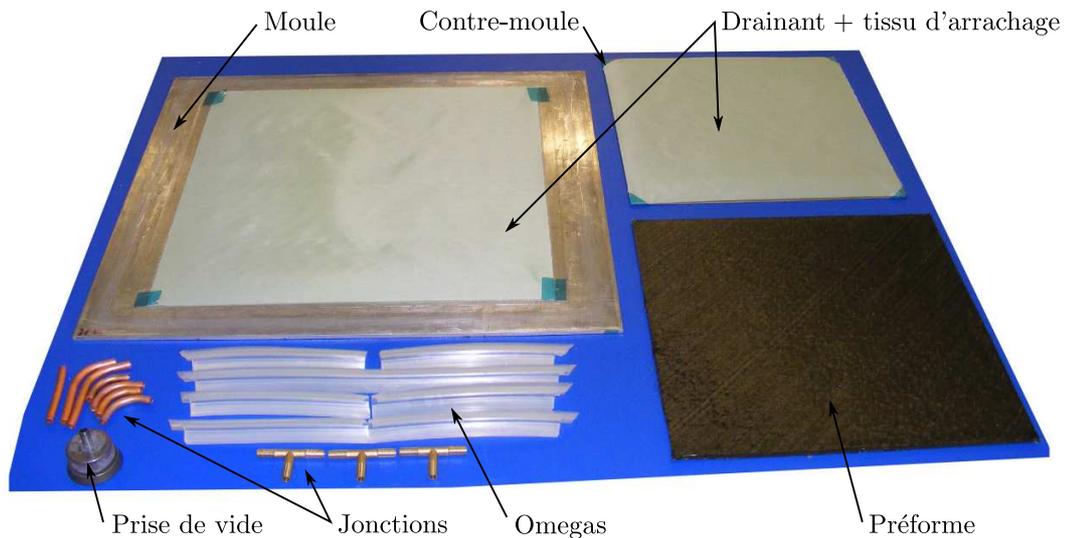


Figure 2.19: Préparation des produits d'infusion.

La présentation du protocole de préparation des infusions vise à définir l'ensemble des opérations permettant de réaliser l'agencement des consommables et l'installation du suivi de procédé. La figure 2.18 schématise l'ensemble des consommables ainsi que leur position. La préparation d'une infusion commence par le rassemblement des moules et

contre-moule, de la préforme et des consommables servant à conditionner le parcours de la résine (figure 2.19). Les préformes étant drapées de manière automatique, l'insertion de fibres optiques pendant le drapage est délicate car la pression imposée par la tête de dépose risque d'endommager les fibres optiques. Ainsi, l'instrumentation des préformes a été réalisée après drapage. Pour le protocole, trois fibres optiques sont insérées dans les préformes et situées à l'intérieur des plis n° 4, 8 et 13 du stratifié contenant un total de 16 plis. La quatrième fibre optique est simplement posée sur la préforme et permet de définir le temps mis par la résine pour infuser toute l'épaisseur de la préforme.

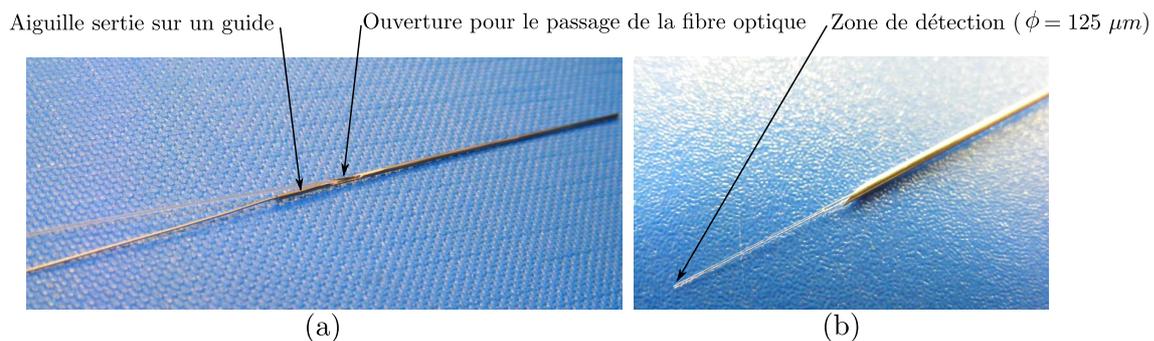


Figure 2.20: Guide utilisé pour la mise en place des fibres optiques dans les préformes.

La figure 2.20 présente l'outil réalisé pour le placement des fibres optiques. Cet outil est composé d'une aiguille chirurgicale sertie sur un guide semi-rigide. La fibre optique étant préalablement clivée, une ouverture permet d'introduire le capteur dans l'aiguille afin de le protéger (figure 2.20 (a)). L'aiguille est alors insérée dans un fil de la préforme et guidée par ce dernier. Le capteur est placé à 8 cm du bord de la plaque et le guide est retiré afin de réitérer la procédure avec les autres capteurs. La figure 2.21 montre une tranche de la préforme dans laquelle les trois fibres optiques ont été insérées.



Figure 2.21: Fibres optiques mises en place dans une préforme.

Lorsque la préforme est instrumentée, l'assemblage des produits d'infusion est réalisé. La figure 2.22 (a) montre l'assemblage des tubes en forme de « omega » créant un canal d'arrivée de résine autour de la préforme. Des barrières imperméables au fluide sont ensuite mises en place sur le contour de la préforme pour empêcher la résine de s'infiltrer

dans son plan (figure 2.22 (b)). La figure 2.22 (c) présente la mise en place de la première bâche. Lors de cette étape, le tissu d'arrachage, le drainant supérieur, ainsi que le contre-moule et la prise de vide sont positionnés au dessus de la préforme. La bâche est alors collée sur la préforme et permet d'isoler la prise de vide du canal d'arrivée de résine (résine dont l'imprégnation se fait alors préférentiellement dans la direction transverse à la préforme). On peut également noter sur cette figure (figure 2.22 (c)) la présence de deux bandes de mastic d'étanchéité sur les bords du moule. Le mastic haute température utilisé pour coller les bâches est également utilisé pour assurer l'étanchéité lors du passage des parois par les capteurs.

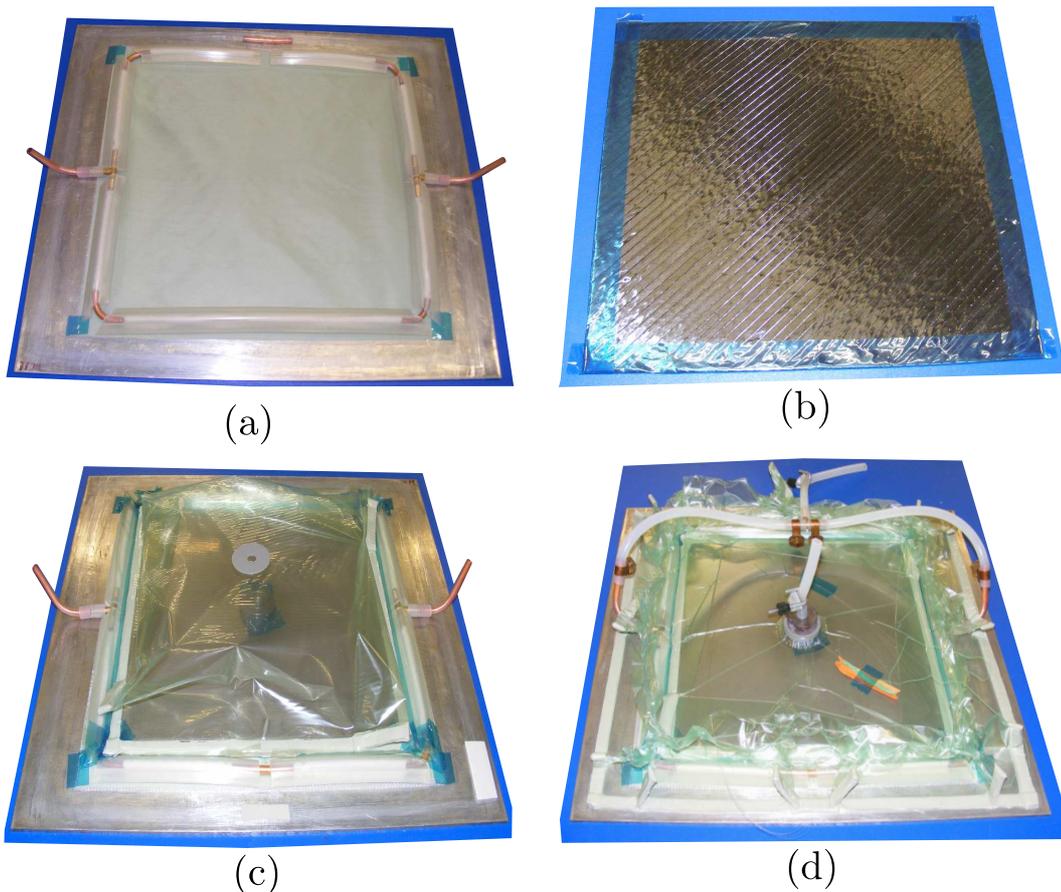


Figure 2.22: Assemblage des consommables lors de la préparation de l'infusion.

Enfin, la dernière bâche est mise en place et permet d'isoler tous les éléments préalablement cités. Lors de cette étape, un thermocouple est inséré dans un omega pour détecter l'arrivée de résine dans la préforme. L'installation des tuyaux permet de mettre la préforme sous vide, de vérifier et corriger les éventuelles fuites présentes. L'étanchéité vérifiée, les tuyaux sont alors clampés et la préforme est réservée pour l'infusion.

Le protocole d'infusion

Si l'étanchéité est correctement réalisée, la préforme reste compactée jusqu'à l'étape d'infusion pouvant être concrétisée plusieurs jours après la préparation. Pour la phase d'infusion, la première étape consiste à installer et connecter la préforme au banc d'infusion. Le banc utilisé pour l'étude est décrit sur la figure 2.23 et, est composé de :

- une étuve garantissant la température de l'essai.
- un pot de résine. La quantité de résine nécessaire à une infusion est pré-conditionnée et conservée au congélateur dans ce pot.
- un système de chauffe de résine, réalisé ici par une bande chauffante entourée autour du pot de résine.
- une enceinte isolante permettant d'avoir moins de pertes calorifiques lors de la chauffe de la résine, et donc une meilleure homogénéité de sa température.
- un système d'agitation de la résine également utilisé pour homogénéiser la température de la résine.
- un tuyau chauffant dont le but est d'éviter le refroidissement de la résine entre le pot de résine et l'étuve.
- une pompe à vide permettant d'imposer une dépression dans la préforme (vide primaire de 1 mbar).
- un pot de récupération de résine placé entre la préforme et la pompe à vide.
- des thermocouples utilisés pour la régulation et le contrôle de la température du pot de résine, du tuyau chauffant et de l'étuve.

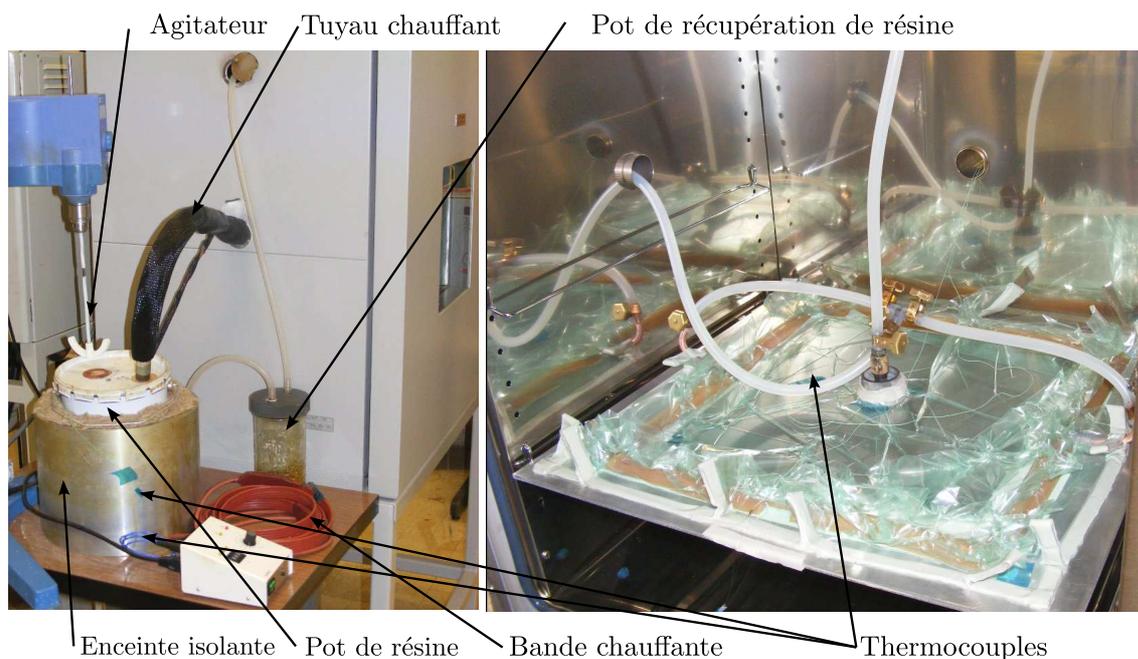


Figure 2.23: Préforme installée dans l'étuve.

Une fois l'ensemble des tuyaux, fibres optiques et thermocouples connectés au banc d'infusion, la mise à température du banc est réalisée. La dissociation des outils de chauffe de la résine de ceux de la préforme permet d'avoir un meilleur contrôle du procédé. La réticulation de la résine étant thermo-activée, c'est l'étuve qui est d'abord mise à température. Lorsque tous les thermocouples situés dans l'étuve sont stabilisés à la température d'infusion (après environ 1 h), la résine est mise en chauffe. Afin de limiter les risques de réaction exothermique dans le pot de résine, la température dans ce dernier est plus faible que la température d'infusion. Cet écart de température est imposé par le fluide thermo-actif utilisé (la résine) et sera discuté dans la section 2.3.1. Pendant toute la phase

de préchauffage, le tuyau d'arrivée de résine dans la préforme est clampé ce qui permet de garder la préforme connectée uniquement à la pompe à vide. Le début de l'infusion est amorcé dès que la résine est stabilisée en température (après environ 45 *min*).

Expérimentalement, la préforme est considérée comme infusée lorsque de la résine est observée dans le tuyau de sortie. Dans ce protocole, la circulation de la résine est poursuivie pendant un temps fixe de 10 *min*. Ce temps écoulé, l'arrivée de résine puis la prise de vide sont clampées et la cuisson de la plaque est démarrée. Une rampe de température de 2°C/*min* est alors imposée pour atteindre la température de cuisson de 180°C et la température conservée pendant 2 *h*. Après refroidissement, la plaque est démoulée pour être analysée.

2.3 Analyse des infusions et résultats expérimentaux

L'analyse des essais est décomposée en deux parties. La première correspond à l'analyse du suivi de procédé réalisé à partir des thermocouples et des fibres optiques. La deuxième partie concerne l'analyse de la santé matière des plaques réalisées. La qualité ou la santé matière étant un terme général désignant l'aptitude à satisfaire à des exigences. Selon les domaines d'applications, les critères de validité et les niveaux d'exigences diffèrent. Afin de caractériser la qualité des infusions, l'analyse sera décomposée en deux parties. La première concerne la présence de défauts dans la structure et sera caractérisée par la porosité. La seconde concerne la qualité dimensionnelle et les taux volumiques de fibre des pièces réalisées. L'objectif étant de produire des pièces satisfaisant le(s) critère(s), et de comprendre pourquoi, le cas échéant, les critères ne sont pas respectés.

2.3.1 Analyse du suivi de procédé

La figure 2.24 représente le résultat du suivi de procédé obtenu sur une configuration AL_QI_1_R0 et permettant de définir l'analyse réalisée pour chaque essai. Afin d'avoir le même échantillonnage et la même base de temps pour l'ensemble des essais, l'acquisition des données a été centralisée sur un unique ordinateur. L'acquisition est réalisée à une fréquence de 1 *Hz* et correspond à une limite de la liaison série utilisée avec l'appareil de mesure de puissance des fibres optiques. Pour chacune des infusions, le thermocouple présent dans les canaux en oméga est utilisé pour définir l'instant d'arrivée de résine. Comme dans les essais de P. Wang [54], la résine (plus froide dans le pot de résine) est détectée par le minimum de la température observée par le thermocouple et correspond à la base de temps de l'essai. L'évolution de la puissance lumineuse réfléchie en bout des fibres optiques est utilisée pour capter la présence de résine dans la préforme. Du fait du multiplexage du signal, son analyse consiste à détecter les sauts de puissance lumineuse afin de définir des temps caractéristiques. Afin d'associer un saut à une fibre optique, il est nécessaire de faire l'hypothèse d'une détection opérant dans le même ordre que la position des fibres dans la séquence drapage. Ainsi, le premier saut de puissance correspond à l'épaisseur d'imprégnation la plus faible et ainsi de suite. Ce traitement de signal est difficilement automatisable car l'amplitude du saut de puissance lumineuse n'est pas répétable et dépend de la qualité du clivage. Sur la figure 2.24, l'analyse associée au signal lumineux acquis (croix rouges) est représentée par un trait rouge continu en forme de marche.

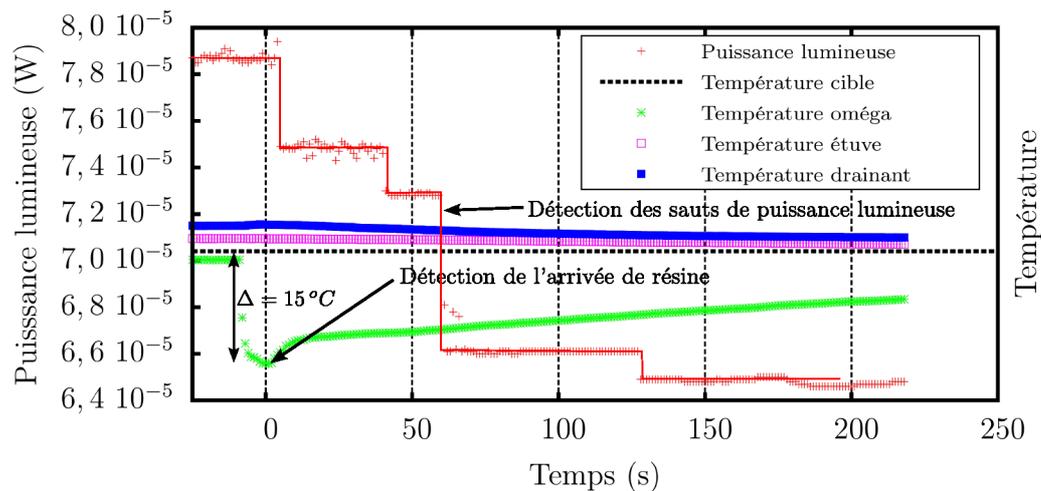


Figure 2.24: Analyse du suivi de procédé.

Concernant l'évolution des températures pendant l'essai, la courbe verte de la figure 2.24 (représentant l'évolution de la température dans le Omega) montre un écart à la température cible de l'ordre de $15^\circ C$. Cette variation de température (en lien avec la température plus faible imposée au pot de préchauffage de résine) est utilisée pour définir le début de l'essai. Une telle variation pourrait être considérée comme un écart à l'hypothèse d'isothermalité évoquée pour la modélisation future du procédé. Afin de vérifier cette hypothèse, un thermocouple supplémentaire a été ajouté à cette infusion (configuration AU_QI_1_R50) et positionné dans le drainant inférieur, au centre de la plaque (« Température drainant » figure 2.24). Cet écart au protocole permet d'observer des températures comprises, sur cette infusion, entre $[+1,8^\circ C; +3,5^\circ C]$ de la température cible. Ces faibles écarts de température montrent une homogénéisation très rapide de la température dans le drainant et vérifient le caractère isotherme de l'infusion.

Enfin, l'analyse des signaux optiques permet de définir un temps de détection caractéristique pour le passage du front de fluide à différents points de la séquence de drapage. Compte tenu du potentiel gonflement des préformes pendant le procédé il n'est pas possible de définir une évolution en terme de distance/épaisseur avec les mesures effectuées. Ainsi, l'ensemble de données issues des fibres optiques sera défini en terme de « nombre de plis ». Le nombre de plis correspond à la position de la fibre lorsqu'elle a été insérée dans les préformes et dont la position a été vérifiée *a posteriori* par une analyse destructive (figure 2.25). Dans la suite de l'analyse, les résultats issus des préformes unidirectionnelles puis quasi-isotropes seront présentés.

Les drapages unidirectionnels

Afin d'analyser les infusions issues des drapages unidirectionnels, la figure 2.26 (a) représente l'ensemble des sauts de puissance lumineuse détectés sur ces infusions en fonction du temps. Il est utile de rappeler que pour chaque configuration, deux infusions ont été réalisées permettant d'apprécier la variabilité des mesures. Le tableau 2.3 précise les durées correspondant à la détection réalisée par la dernière fibre optique, caractéristique de la fin d'infusion. Pour chaque drapage, le tableau recense le temps d'infusion moyen ainsi que les écarts absolus et relatifs (rapportés au temps moyen) entre les temps d'infusion des deux essais. Le drapage manuel étant réalisé avec une séquence de 20 plis, les



Figure 2.25: Micrographie permettant de vérifier la position des 4 fibres optiques dans la préforme.

détections associées à la troisième fibre (pli 15) sont également mentionnées car plus pertinentes pour être comparées aux autres infusions. Avec des écarts moyens de 2% entre deux infusions de même configuration, l'ensemble de ces essais montre une très bonne répétabilité de mesure. D'autre part, ces résultats montrent une forte similitude entre les infusions des drapages de nappes larges et les drapages automatiques sans gaps. Les deux configurations avec gaps présentent des temps d'infusion plus courts. L'introduction de gaps engendre dans les préformes une modification du grammage moyen et de l'architecture locale des plis. Ainsi, l'épaisseur moyenne des plis n'est pas conservée et il est difficile de dissocier la variation de la perméabilité de celle associée à l'épaisseur de la plaque (épaisseur finale ou variable au cours de l'infusion).

Drapage	Position (nombre de plis)	Temps moyen (s)	Ecart entre infusions (s)	Ecart relatif entre infusions
MA_UD	15	386	13	3%
	20	673	5	1%
AU_UD_0	16	404	8	2%
AU_UD_1	16	329	5	2%
AU_UD_2	16	310	ND	ND

Les cases Non Définies (ND) sont associées à un défaut de détection pour une fibre optique d'un essai.

Tableau 2.3: Temps caractéristiques d'infusion pour les drapages unidirectionnels.

Pour un écoulement unidirectionnel et en négligeant l'effet du gonflement, la résolution du modèle de Darcy (équation B.5) définit une position du front de fluide proportionnelle à la racine carrée du temps. La figure 2.26(b) présente les résultats issus de la détection par fibres optiques en fonction de la racine carrée du temps. Une courbe de tendance linéaire a été associée à chacune des configurations et montre que la position du front de fluide est bien définie par la loi de Darcy. Les écoulements peuvent ainsi être caractérisés de Darcéens.

Les drapages quasi-isotropes

Une analyse similaire est réalisée sur les drapages quasi-isotropes. La figure 2.27 (a) présente les résultats issus de la détection optique en fonction du temps. En associant ces courbes aux temps caractéristiques définis dans le tableau 2.4 ces résultats montrent une variabilité beaucoup plus importante dans les essais. Du fait de cette variabilité, l'analyse

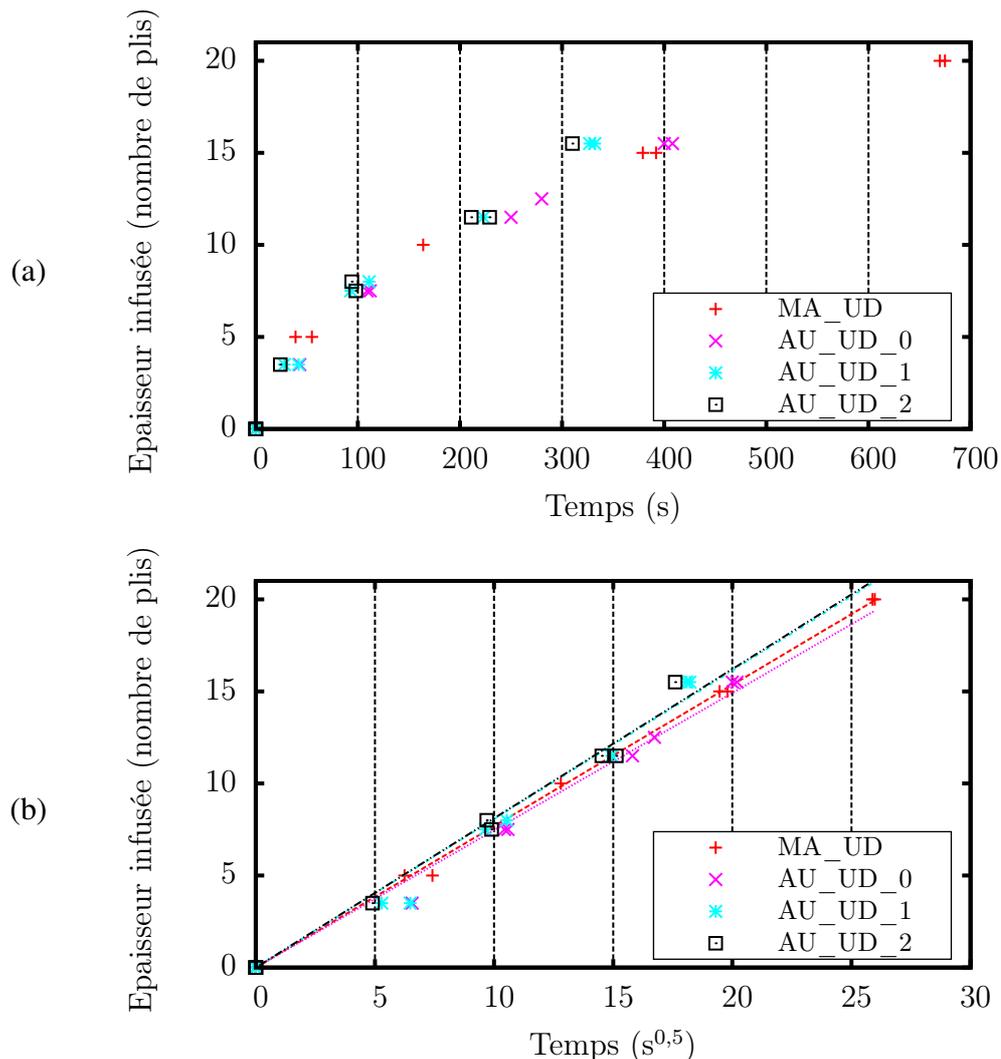


Figure 2.26: Évolution du front de fluide en fonction du temps pour les drapages unidirectionnels.

des drapages quasi-isotropes avec insertion de gaps est moins directe. Plusieurs phénomènes sont toutefois marquants :

1. les deux drapages quasi-isotropes sans gaps (AU_QI_0_R0 et AU_QI_0_R50) montrent des variations de seulement 1 et 3% entre les deux infusions de même configuration. Cette variabilité est identique à celle observée sur les drapages unidirectionnels mais ces infusions présentent des temps d'infusion plus courts d'environ 30%.
2. l'introduction de gaps dans le drapage apparaît être un facteur introduisant de la variabilité dans le procédé. Hormis le drapage AU_QI_1_R0, l'ensemble des configurations quasi-isotropes avec gaps présente des écarts relatifs de plus de 25% dans les temps d'infusion (entre deux préformes de même configuration).
3. les drapages sans recouvrement (R0) montrent des temps réduits de 25 à 50% par rapport aux infusions homologues avec recouvrement (R50). Ce point est particulièrement remarquable car il signifie que l'enchaînement de deux plis du stratifié (à la symétrie) peut influencer significativement sur l'infusion de l'ensemble de la pièce (en doublant le temps d'infusion). L'hypothèse de milieu homogène équivalent pourrait

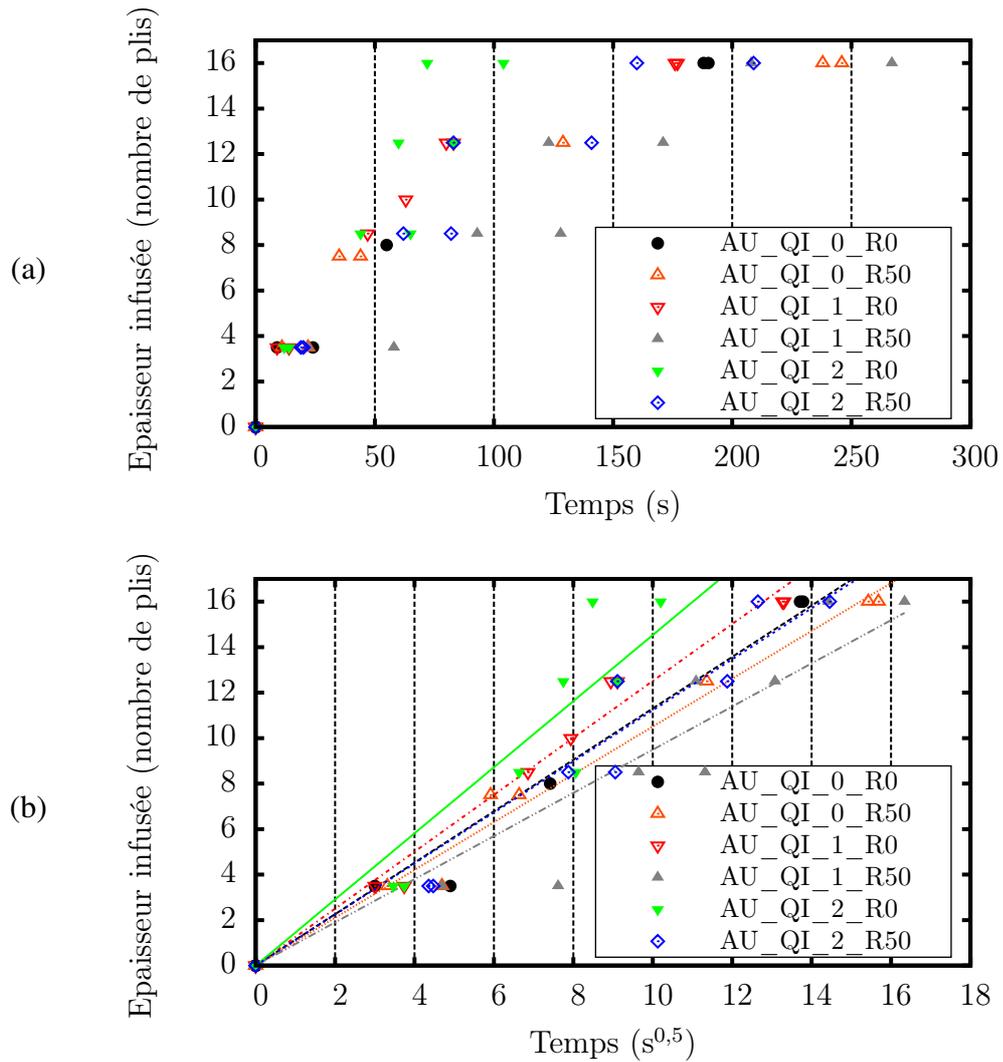


Figure 2.27: Évolution du front de fluide en fonction du temps pour les drapages quasi-isotropes.

alors être remise en cause.

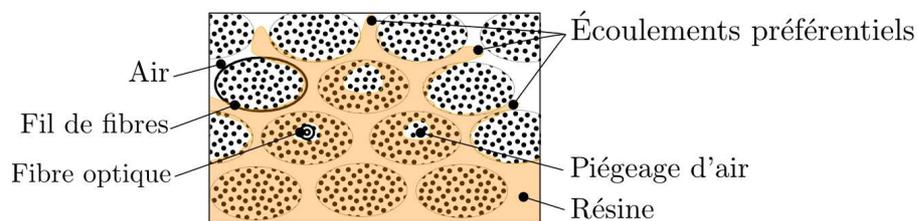


Figure 2.28: Représentation d'un écoulement préférentiel inter-toron.

Les courbes de tendance linéaires utilisées pour représenter les évolutions en fonction de la racine du temps (figure 2.27 (b)) montrent que cette loi ne permet pas de représenter l'évolution associée aux points. Cet effet est très marqué pour les drapages sans recouvrement et désigne un écart à une « évolution Darcéenne ». La variabilité observée sur ces essais est analysée comme caractéristique d'écoulements multi-échelles associés

Drapage	Position (nombre de plis)	Temps moyen (s)	Ecart entre infusions (s)	Ecart relatif entre infusions (%)
AU_QI_0_R0	16	189	2	1%
AU_QI_0_R50	16	242	8	3%
AU_QI_1_R0	16	176	1	1%
AU_QI_1_R50	16	238	59	25%
AU_QI_2_R0	16	88	32	36%
AU_QI_2_R50	16	185	49	27%

Tableau 2.4: Temps caractéristiques d'infusion pour les drapages quasi-isotropes.

à l'insertion des gaps. La présence de gaps favorise les écoulements préférentiels « inter-torons » définis dans la section 2.1.2 et représentés sur la figure 2.28. Ce phénomène introduit alors un déphasage temporel entre l'imprégnation de la résine dans les gaps et dans les torons, ces derniers dans lesquels sont insérées les fibres optiques. Ce phénomène explique notamment le fait que la détection associée à la première fibre optique soit quasi-systématiquement située en dessous de la courbe de tendance linéaire (figure 2.27 (b)). L'imprégnation des fils dans lesquels sont situées les fibres optiques sont alors « en retard » par rapport à l'écoulement macroscopique moyen. La détection est ainsi dépendante de l'état d'imprégnation du fil et non de la position du front de fluide à l'échelle macroscopique. La variabilité plus importante observée dans la détection peut alors être associée à la variabilité du chemin de la résine et de l'imprégnation dans les fils.

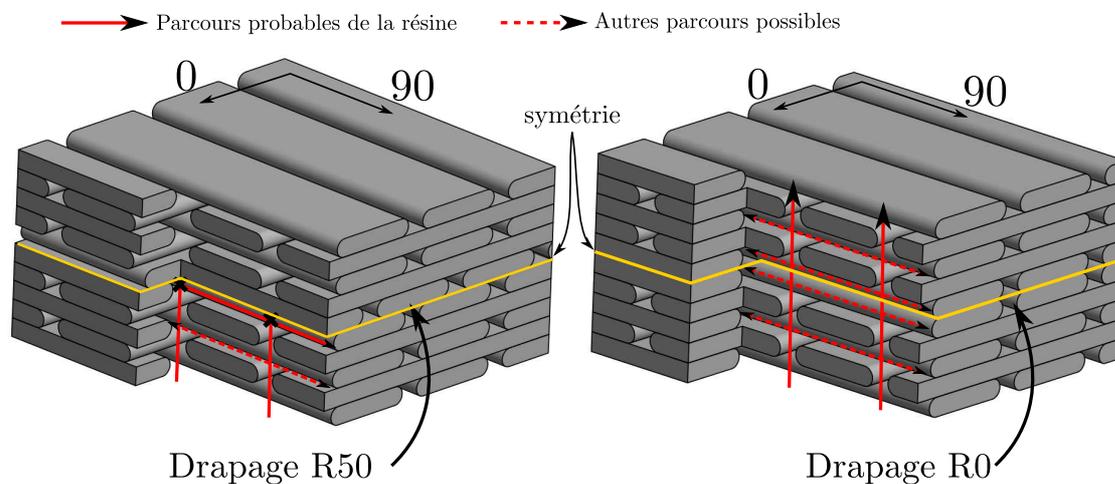


Figure 2.29: Représentation des écoulements préférentiels en fonction du recouvrement à la symétrie du drapage.

Enfin, les temps d'infusion plus longs observés sur les préformes drapées avec recouvrements sont analysés comme un phénomène de barrière fluide introduit à la symétrie du drapage par le recouvrement des fils (phénomène représenté sur la figure 2.29). En superposant des plis présentant des gaps, il existe nécessairement des interconnexions entre ces derniers. Toutefois, lorsque deux plis sont superposés avec la même orientation (à la symétrie), un recouvrement des fils de 50% réalise une coupure dans les gaps de la préforme. Ainsi, un recouvrement des fils à la symétrie introduit un obstacle à la libre

propagation du fluide dans les gaps et la résine mettrait plus de temps à parcourir le trajet jusqu'à la fibre optique située sur la préforme. Ces explications et hypothèses sont notamment en accord avec l'analyse réalisée dans la littérature pour expliquer les mécanismes d'apparition des porosités [26, 27, 62, 64, 79–81]. La présence de gaps introduit alors un écart au modèle de Darcy et serait un paramètre favorisant l'apparition de porosités dans les torons. L'étude de la santé matière associée est nécessaire pour conclure et apportera des éléments d'analyse supplémentaires.

2.3.2 Analyse de la porosité

La notion de porosité est générale et sa caractérisation est propre à chaque application. Selon le Glossaire International d'Hydrologie [94] la porosité correspond au *rapport du volume des interstices, dans un échantillon de matériau tel qu'un sol, au volume total de l'échantillon, vides compris*. Cette notion générale englobe de multiples défauts tels que les zones sèches ou des fissures, mais qui ne sont pas considérés comme tels dans l'aéronautique. Dans les structures aéronautiques, la quantification et la caractérisation des porosités sont réalisées à différentes étapes de la conception et de la vie d'un produit :

- lors de la conception des pièces, l'analyse des porosités est principalement réalisée par des méthodes destructives, par micrographie [95]. Lors de l'analyse par micrographie, tous les défauts observés de type fissure ou bulle sont considérés comme des porosités.
- lors de la validation finale des pièces et pendant leur contrôle en service, l'analyse est réalisée par méthode non destructive (principalement par C-Scan) et on distingue alors les porosités des délaminages, décollements, *etc.* [96–98].

Très utilisé dans un contexte industriel pour son caractère non-destructif, le C-scan fait partie des méthodes de contrôle ultrasonore classiques. La méthode consiste à émettre, dans la direction transverse à la surface de la pièce, un faisceau d'onde de fréquence généralement comprise entre 1 et 15 MHz [98], et d'étudier les signaux réfléchis ou transmis par la pièce inspectée. Les méthodes ultra-sonores étant très sensibles aux variations d'impédances, elles sont donc particulièrement adaptées à la détection de vides tels que des porosités ou fissures [99–101]. Néanmoins, même si la méthode est sensible aux porosités, leur quantification est délicate car dépendante du signal utilisé (fréquence, dimensions et orientation du faisceau ultra-sonore), mais aussi de leurs dimensions et de la répartition des porosités dans la pièce. En pratique, la caractérisation de ces défauts sur des pièces en activité est réalisée avec des cales étalons confectionnées à partir des pièces préalablement analysées par méthodes destructives. Ces méthodes ne permettent généralement pas d'accéder à la position, répartition, ou encore la forme des porosités. Pour l'ensemble des raisons évoquées, cette étude s'est orientée sur des méthodes de quantification classiques par observations optiques. Les méthodes de type rayons-X montrent des capacités d'analyses également très performantes en termes de résolution et de détection. Toutefois, l'accès, le coût et le temps d'analyse associés à cette technologie ne peuvent être envisagés systématiquement pour plusieurs dizaines d'échantillons.

Analyse par micrographie optique

Méthode considérée comme classique pour l'étude des métaux, l'observation optique est également très répandue dans l'étude des matériaux composites. Elle consiste en des

étapes destructives de découpe puis polissage des échantillons. C'est la seule méthode permettant d'avoir une observation directe des microstructures. Toutefois, l'anisotropie et la ductilité des matériaux composites nécessitent quelques précautions pour obtenir des échantillons représentatifs, et ce, sans détériorer la microstructure initiale. Les critères pour le choix de l'orientation, du placement et la préparation des échantillons sont précisés en annexe C. Afin de pouvoir analyser les taux volumiques de porosités dans des stratifiés composites, il est nécessaire d'avoir un plan de coupe non-orienté dans une direction du stratifié et avec des prélèvements aléatoires sur la structure. Dans ce protocole, le prélèvement des échantillons est réalisé selon le plan de prélèvement et l'orientation définis sur la figure 2.30 (b).

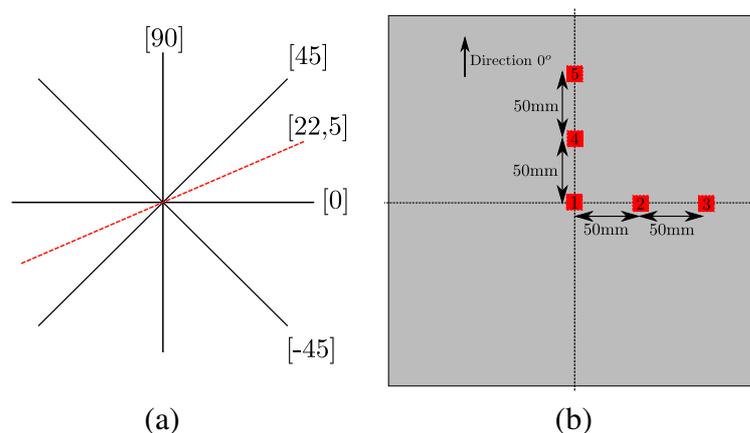


Figure 2.30: Position et orientation d'un échantillon isotrope pour un stratifié quasi-undirectionnel.

Les paramètres d'acquisition pour le microscope optique utilisé sont également précisés en annexe C. Les images présentent des surfaces d'analyse de l'ordre de 30 mm^2 avec une résolution de $0,5412 \mu\text{m}/\text{px}$. Un traitement d'image permet de discriminer les porosités ; il consiste en un seuillage et un traitement de l'image en niveaux de gris pour obtenir une image en noir et blanc. On obtient ainsi une image binaire avec les porosités représentées en noir. Par l'utilisation d'échantillons représentatifs, l'analyse du taux de porosité de la surface de l'éprouvette V_e , est défini en quantifiant les pixels discriminés comme porosités N_p par rapport aux nombre total de pixel N_t de la zone d'étude :

$$V_e = \frac{N_p}{N_t} \quad (2.7)$$

Le protocole d'acquisition et de traitement d'image (annexe C) est très proche des spécifications de la norme AITM sur l'analyse de porosité par micrographie [98]. Deux écarts à la norme ont toutefois été tolérés pour cette étude :

- Lors de l'acquisition par chariotage, un chevauchement des micrographies de 1% est toléré afin de réaliser une meilleure reconstruction de la surface observée (figure C.4).
- Lors de la binarisation servant à discriminer les porosités, un filtre est réalisé pour supprimer tous les défauts de taille caractéristique inférieure à 3 pixels. L'utilisation de ce filtre permet de supprimer le bruit lié à l'acquisition d'image (figure C.6). Très certainement, ce traitement n'est pas réalisé dans les normes pour majorer les

taux quantifiés et ainsi être conservatif.

A partir des cinq prélèvements par plaque, le taux de porosité global d'une plaque (noté V_p) est défini par [102] :

$$\begin{aligned} V_p &= \langle V_e \rangle \pm \sigma_p \\ \sigma_p &= \frac{\sigma_{V_e}}{\sqrt{n}} \end{aligned} \quad (2.8)$$

avec :

- $\langle \cdot \rangle$ désignant la moyenne des valeurs.
- σ_p correspondant à l'écart type calculé pour le taux volumique de porosité.
- σ_{V_e} désignant l'écart type calculé à partir des différents taux surfaciques de porosité mesurés.
- n étant le nombre de surfaces utilisées pour calculer le taux volumique de porosité de la plaque (ici $n = 5$).

Dénomination	Plaque	Moyenne (plaque)	Incertitude σ_p	Moyenne (configuration)
MA_UD	a	0,017%	0,002%	0,014%
	b	0,010%	0,001%	
AU_UD_0	a	0,010%	0,001%	0,012%
	b	0,015%	0,003%	
AU_UD_1	a	0,024%	0,003%	0,025%
	b	0,018%	0,002%	
AU_UD_2	a	0,035%	0,010%	0,028%
	b	0,023%	0,003%	
AU_QI_0_R0	a	0,051%	0,006%	0,049%
	b	0,046%	0,010%	
AU_QI_0_R50	a	0,060%	0,010%	0,059%
	b	0,054%	0,006%	
AU_QI_1_R0	a	0,063%	0,012%	0,056%
	b	0,050%	0,005%	
AU_QI_1_R50	a	0,175%	0,109%	0,110%
	b	0,045%	0,004%	
AU_QI_2_R0	a	0,051%	0,012%	0,071%
	b	0,092%	0,021%	
AU_QI_2_R50	a	0,046%	0,005%	0,092%
	b	0,137%	0,092%	

Tableau 2.5: Taux de porosités moyens mesurés.

Résultats

Le tableau 2.5 présente les taux de porosité moyens pour chacune des plaques infusée ainsi qu'une moyenne par configuration (les taux de porosité pour chaque échantillon sont donnés dans le tableau C.4). La première remarque qu'il est possible de faire concerne les très faibles niveaux de porosité observés. Pour chacune des plaques réalisées et chacun des échantillons observés, les taux de porosité sont très inférieurs aux 2,5% spécifiés par la norme aéronautique [98]. Ainsi, l'ensemble des configurations ou plaques réalisées satisfait aux exigences actuellement en vigueur en termes de porosités. Un des objectifs de ce plan d'expérience était de mettre en avant une influence de la géométrie locale sur la création ou la présence de porosités. Les taux de porosité moyens montrent que ceux obtenus avec des drapages unidirectionnels sont plus faibles que ceux obtenus avec des drapages quasi-isotropes. Ce phénomène s'explique par un réarrangement fibreux (nesting) important lors des drapages unidirectionnels. Ainsi, un drapage avec un pas de dépose important ne signifie pas nécessairement l'introduction de gaps et donc d'écoulements à double échelle dans les préformes. La figure 2.31 montre la différence notable entre un drapage unidirectionnel introduisant un nesting très important pour un drapage unidirectionnel (en forme de \perp en figure 2.31(a)) et la faible inter-pénétration de deux fils superposés lors d'un drapage quasi-isotrope (en figure 2.31(b)). Enfin, les drapages quasi-isotropes ont montré des phénomènes d'écoulements locaux lors de la détection par fibre optique. Ces configurations présentent également des taux de porosité très inférieurs aux exigences. Quelques phénomènes semblent ressortir de ces taux de porosité tels que :

- L'introduction de gaps induirait des taux de porosité plus importants. Ce phénomène est toutefois à nuancer par des taux plus faibles pour les tailles de gaps 2 que 1.
- En moyenne, le recouvrement des fils à la symétrie induit des taux de porosité plus importants. Mais, ici également, les écarts entre plaques sont conséquents et nuancent les tendances.

Les conclusions sur l'origine des porosités sont difficiles à réaliser avec cette analyse. Notamment, les faibles concentrations de porosités rendent difficile la détermination de tendances générales. La position des porosités dans la préforme est également difficile à déterminer quantitativement sans traitement d'image spécifique. L'utilisation d'outils permettant de caractériser la position des porosités vis à vis des gaps ou des inter-plies serait un plus. Néanmoins, devant les faibles taux de porosité caractérisés, le développement de tels outils n'a pas été envisagé pendant l'étude.

2.3.3 Analyse de l'épaisseur et du taux volumique de fibres

Méthode de caractérisation

Il existe plusieurs méthodes pour caractériser le taux volumique de fibre :

- Les méthodes basées sur la mesure de l'épaisseur des plaques, associées aux propriétés morphologiques du renfort.
- Les méthodes par micrographie optique. La méthode étant alors similaire à la détection des porosités et le seuillage vise à discriminer les filaments du renfort.
- Les méthodes par dissolution d'acide, basées sur une double mesure de densité d'échantillons et associées à des voies chimiques pour dissoudre la résine.

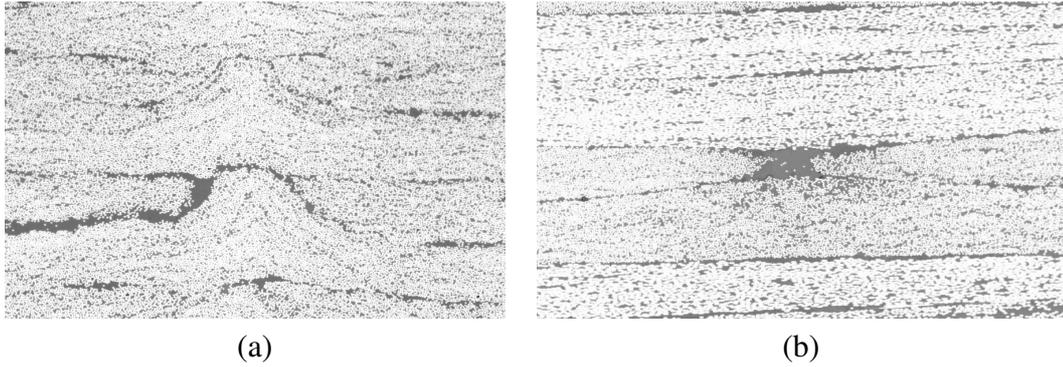


Figure 2.31: Observation micrographique d'un espace inter-fils en drapage unidirectionnel (a) et quasi-isotrope (b).

Dans le cadre de ce travail, une méthode par mesure d'épaisseur des préformes a été privilégiée. Le choix est principalement basé sur la rapidité d'exécution, la possibilité de multiplier les points de mesures, mais également sur l'accès à du matériel dont la robustesse est éprouvée.

Le calcul du taux volumique de fibre moyen des plaques est défini par la mesure de l'épaisseur en 25 points équitablement répartis sur la pièce infusée (figure 2.32 (a)). Le taux volumique de fibres est alors défini par :

$$tvf(\%) = 100 \times \frac{n_p \sigma_t}{\rho_f e_p} \quad (2.9)$$

où n_p définit le nombre de plis constituant la préforme, σ_t la masse surfacique théorique d'un pli en fibre de carbone (généralement exprimé g/m^2), ρ_f correspond à la masse volumique des fibres, et e_p correspond à l'épaisseur de la plaque en un point de mesure. Pour les préformes déposées avec gaps, le grammage théorique d'un pli est redéfini en prenant en compte l'espace de dépose par :

$$\sigma_t = \sigma_{fil} \left(\frac{L_{fil}}{L_{fil} + L_g} \right) \quad (2.10)$$

avec σ_{fil} la masse surfacique d'un fil et L_{fil} sa largeur. L_g définit la taille du gap et l'ensemble $L_{fil} + L_g$ représente le pas de dépose du robot. Le nombre de fils déposés sur une surface étant parfaitement maîtrisé, l'incertitude sur σ_t est alors caractérisée par le produit $\sigma_{fil} \times L_{fil}$. Cette grandeur correspond au titre du fil dont l'incertitude est calibrée et certifiée inférieure à 1% [38].

Le banc utilisé pour la mesure de l'épaisseur des plaques est schématisé en figure 2.32(a). La plaque est posée sur un marbre et la mesure de l'épaisseur est réalisée par le biais de deux comparateurs micrométriques disposés en opposition. Sur des cales d'épaisseurs calibrées, le niveau de confiance attribué à la mesure de l'épaisseur est évalué à $\pm 2/100 mm$. Cette incertitude est associée au banc de montage et la difficulté à aligner parfaitement les deux appareils de mesure. Ainsi l'incertitude résultante sur la mesure du

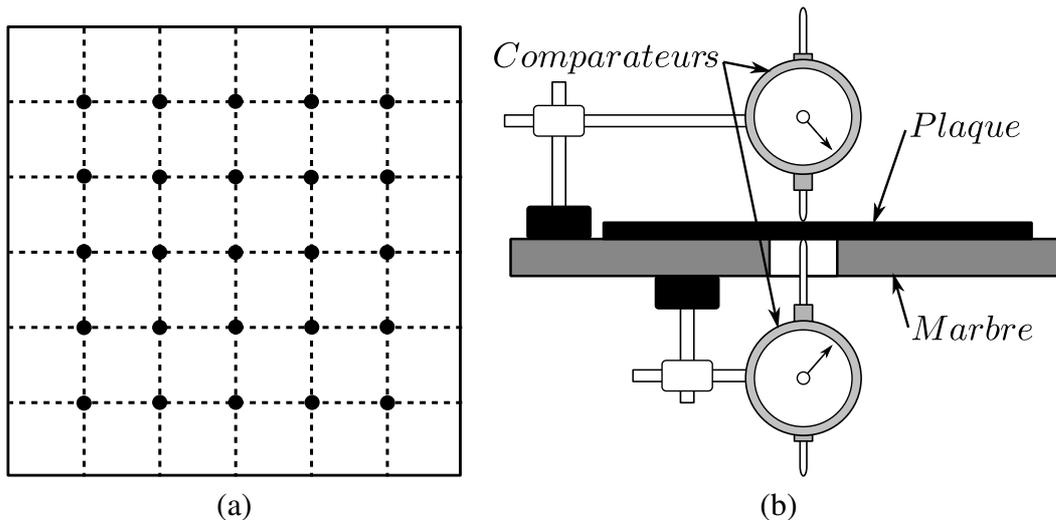


Figure 2.32: Répartition des mesures d'épaisseurs sur une plaque (a), schéma du banc de mesure par comparateurs (b).

tvf est donnée par la relation :

$$\frac{\Delta tvf}{tvf} = \frac{\Delta \sigma_t}{\sigma_t} + \frac{\Delta e_p}{e_p} + \frac{\Delta \rho_f}{\rho_f} \quad (2.11)$$

Résultats

Le tableau 2.6 référence les mesures des épaisseurs et taux volumiques de fibres moyens obtenus par plaque, ainsi que les moyennes par configuration. Chaque moyenne par plaque est associée à l'écart type mesuré. En négligeant l'incertitude sur la masse volumique des fibres (données confidentielles non accessibles) l'incertitude sur le calcul du tvf est de 1,0% (incertitude absolue définie par l'équation 2.11 pour un tvf de 60% et avec une plaque de 2,9 mm d'épaisseur). Pour les pièces composites hautes performances, les critères dimensionnels sont intimement liés aux propriétés mécaniques et donc au taux volumique de fibres. Pour un matériau donné (grammage, drapage...) on cherche toujours à obtenir une épaisseur de pièce, de manière à satisfaire une plage de validité de taux volumiques de fibres (noté tvf). Pour les applications visées, ce critère d'acceptation est de $60\% \pm 3\%$ en tvf .

Comme le nombre et les grammages des plis diffèrent, il est difficile de comparer deux configurations à partir des épaisseurs mesurées. C'est pourquoi, le tvf est ici un paramètre pertinent pour comparer deux configurations différentes. La figure 2.33 représente les tvf moyens pour chaque plaque. Qualitativement, on observe sur l'ensemble des drapages automatisés une très bonne répétabilité entre les deux préformes de même configuration. Cette répétabilité n'est pas observée sur les drapages manuels et peut s'expliquer par la manutention des plis introduisant des déformations difficilement reproductibles.

En se référant aux configurations automatisées, à séquence de drapage fixe mais à taille de gap variable, aucune influence nette de la taille de gap sur le taux volumique de fibre final n'a pu être mesurée. De même, il ne semble pas y avoir d'influence du drapage sur le taux volumique de fibre final. Sur l'ensemble de ces configurations, les variations

Dénomination	<i>tvf</i> moyen plaque (%)	<i>tvf</i> moyen configuration (%)	Épaisseur moyenne plaque (mm)	Écart type plaque (1/100mm)	Épaisseur moyenne configuration (mm)
MA_UD	58,4%	59,7%	3,69	7,5	3,62
	60,9%		3,54	9,7	
AU_UD_0	57,7%	57,4%	3,23	4,4	3,25
	57,2%		3,26	3,9	
AU_UD_1	58,9%	58,9%	3,07	4,8	3,07
	59,0%		3,07	5,5	
AU_UD_2	58,9%	58,9%	2,98	4,2	2,98
	58,9%		2,98	3,1	
AU_QI_0_R0	58,4%	58,7%	3,20	3,4	3,18
	59,0%		3,17	3,3	
AU_QI_0_R50	60,3%	60,2%	3,14	3,7	3,14
	60,1%		3,15	3,0	
AU_QI_1_R0	59,9%	59,8%	3,02	4,7	3,02
	59,7%		3,03	4,1	
AU_QI_1_R50	58,9%	58,6%	3,07	3,0	3,09
	58,3%		3,11	3,7	
AU_QI_2_R0	59,8%	59,6%	2,94	3,9	2,95
	59,4%		2,96	4,4	
AU_QI_2_R50	59,4%	59,3%	2,96	4,1	2,96
	59,2%		2,97	3,9	

Tableau 2.6: Mesures d'épaisseurs et taux volumiques de fibre caractérisés sur les plaques.

observées restent dans l'incertitude de mesure (en moyenne environ $\pm 0,8\%$ en *tvf*). On peut cependant noter des variations plus importantes avec près de 1,5% d'écart entre les configurations *AL_UD_0* et *AL_UD_1*. Lorsque les fibres sont déposées dans la même direction, imposer un espace inter-fil nul n'est expérimentalement pas possible. Il y a en effet une variabilité associée à la dépose pouvant introduire des espaces inter-fils mais également des chevauchements de deux fils. La création de préformes unidirectionnelles favorise le chevauchement de fils et peut ainsi expliquer l'augmentation de l'épaisseur et donc la réduction du *tvf*.

L'analyse réalisée ici reste limitée par l'approche macroscopique définissant une valeur moyenne sur l'ensemble de l'épaisseur de la préforme. Dans le cadre de l'infusion, l'accès à une mesure plus locale telle que l'épaisseur moyenne des plis ou la définition de *tvf* locaux constituerait une analyse supplémentaire intéressante. L'utilisation d'une approche par micrographies est rendue compliquée du fait de la diffusion de la lumière sur la surface des fibres, induisant la nécessité d'une adaptation du seuil de détection. Cet effet est observable à l'échelle des plis, où la modification de l'orientation d'un pli en modifie sa luminosité (figure 2.34(a,)) mais également au sein d'un pli ou les variations de concentration de fibres ne permettent pas de définir les contours de chacune des fibres par seuillage (figure 2.34(b) et (c)). Les méthodes conventionnelles ne permettant pas d'accéder à cette information, H.F. Perrin [103] a développé une méthode par voie acide. La difficulté étant de décomposer le stratifié, il propose d'insérer un tissu d'arrachage entre les plis consécutifs des préformes pour ensuite le peler.

L'homogénéité et la répétabilité des épaisseurs et taux volumiques de fibres montrent la stabilité du matériau et du procédé. Les résultats mettent en avant la capacité du matériau à respecter les contraintes imposées. Devant la difficulté liée à une analyse plus fine

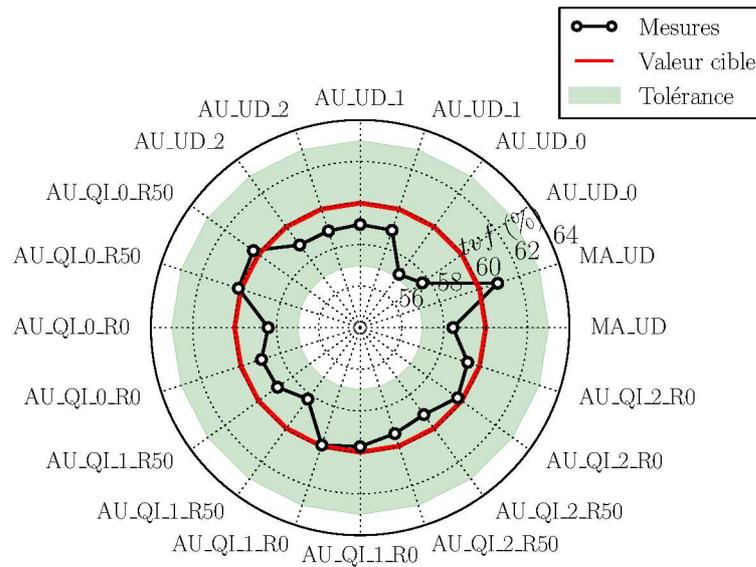


Figure 2.33: Taux volumiques de fibres des plaques infusées.

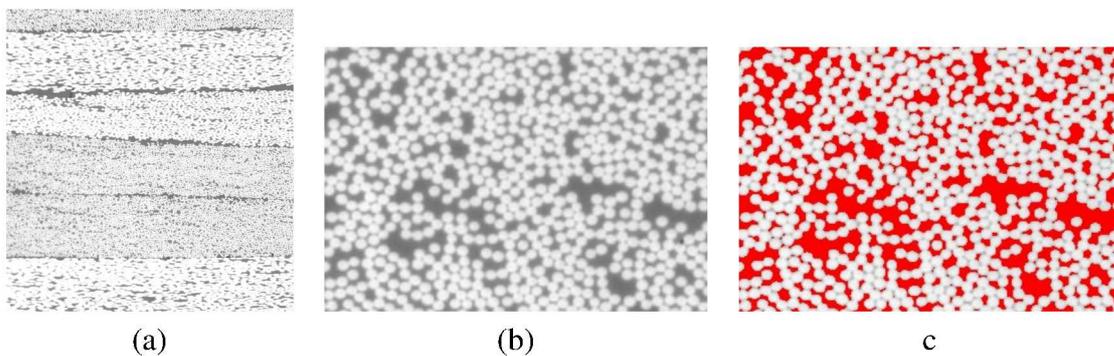


Figure 2.34: Problématique de la variation de la diffusion de lumière.

du tvf , le développement de méthodes (par micrographies ou par dissolution de résine) n'a pas été envisagé dans le cadre de cette étude. Toutefois, la mise au point de tels outils serait d'un intérêt certain dans le cadre de l'infusion de pièces.

2.4 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de caractériser et définir les problématiques liées au matériau et à son interaction avec le procédé. Par le biais d'un plan d'expérience adapté et associé à un suivi et une analyse du procédé, l'objectif de ce protocole était de mettre en avant l'influence des gaps sur l'infusion de la pièce ainsi que sur la santé matière résultante. Les résultats montrent une très bonne capacité à répondre aux exigences en termes de répétabilité et d'accès aux tvf spécifiés. D'autre part, les infusions avec gaps n'ont pas montré d'influence significative à l'égard du taux de porosité. L'ensemble des configurations infusées présentent des taux de porosité très inférieurs aux exigences. Ceci, en dépit d'un phénomène d'écoulement à double échelle supposé par le plan d'expérience et révélés par le suivi de procédé et la caractérisation des temps d'infusion. Enfin, ce

plan d'expérience a permis d'exposer la problématique associée à la prédiction des temps caractéristiques du procédé. Par le biais d'un suivi de procédé par fibres optiques, une variabilité dans le procédé a été observée lorsque des gaps étaient introduits dans la structure. La manifestation de ce phénomène est dépendant du drapage et de la taille de gap. Ainsi, un « comportement Darcéen » a été observé pour l'ensemble des drapages unidirectionnels et quasi-isotropes sans gap tandis que les autres infusions présentent des écarts à une telle approche.

3 Modélisation des écoulements fluides

Sommaire

- 3.1 La modélisation des écoulements fluides : phénomènes et représentation
- 3.2 Résolution des problèmes fluides
- 3.3 Caractérisation des renforts pour la simulation du problème d'écoulement fluide
- 3.4 Conclusion

Introduction

L'objectif de ce chapitre est de proposer une modélisation de l'écoulement de la résine au cours du procédé. Après une description des modèles d'écoulement présents dans la littérature, ce chapitre présentera les outils développés dans ce travail. La définition et la mise en place de ces outils s'inscrit dans la continuité des travaux réalisés à l'École des Mines par Guillaume Pacquaut [30] puis Lara Abouorm [57]. Ainsi, une description des modèles et des choix menant à cette définition innovante des écoulements sera proposée. Cette présentation sera poursuivie par la définition et la validation des méthodes et des outils utilisés. Ce modèle étant basé sur un couplage entre les équations de Stokes et de Darcy, une attention particulière sera apportée à la définition d'outils adaptés aux renforts aéronautiques, l'accent sera mis sur le caractère anisotrope des écoulements.

3.1 La modélisation des écoulements fluides : phénomènes et représentation

On s'intéresse ici à la modélisation de l'écoulement et à l'imprégnation d'une résine dans un renfort fibreux. Dans le contexte associé à la fabrication de pièces aéronautiques, les résines utilisées sont des résines époxydes dont le comportement est supposé Newtonien et incompressible [63, 66, 67, 104–106]. Un fluide est défini comme Newtonien lorsque sa loi de comportement reliant la contrainte au taux de cisaillement est linéaire. Le tenseur des contraintes de cisaillement $\boldsymbol{\tau}$ est alors indépendant des forces extérieures qui agissent sur le fluide, et défini proportionnel à la partie symétrique du gradient de vitesse. Il s'écrit :

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta \dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v}) \quad (3.1)$$

où η est la viscosité dynamique du fluide, \mathbf{v} représente la vitesse du fluide et $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v})$ est le tenseur des taux de déformation défini par $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v}) = \frac{1}{2}(\boldsymbol{\nabla}\mathbf{v} + \boldsymbol{\nabla}^T\mathbf{v})$. En associant la pression hydrostatique du fluide p , le tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ s'exprime alors par la

relation :

$$\boldsymbol{\sigma} = 2\eta \dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v}) - p\mathbf{I} \quad (3.2)$$

où \mathbf{I} est le tenseur identité.

À cela, il est nécessaire d'ajouter un modèle d'écoulement. Pour les procédés de fabrication LCM, la modélisation de l'écoulement de la résine est directement liée au choix de l'échelle de représentation considérée et des phénomènes modélisés et sera présentée par la suite.

3.1.1 A l'échelle microscopique

L'échelle microscopique est l'échelle la plus représentative de la physique fondamentale du problème. A cette échelle, il est possible de représenter la position de chacune des fibres, et l'écoulement du fluide entre ces dernières obéit aux équations classiques de Navier-Stokes. Pour un fluide Newtonien, l'équation de conservation du mouvement s'écrit :

$$\frac{\partial(\rho\mathbf{v})}{\partial t} + \text{div}(\rho\mathbf{v} \otimes \mathbf{v}) - \text{div}(2\eta\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v})) + \nabla p - \rho\mathbf{f} = 0 \quad (3.3)$$

avec ρ la masse volumique du fluide, p la pression et \mathbf{f} les forces de volume agissant sur le fluide. Un régime d'écoulement est caractérisé par le nombre de Reynolds noté Re . Ce nombre sans dimension caractérise le rapport entre les forces d'inertie et les forces visqueuses. Il est défini par :

$$Re = \frac{\rho\mathbf{v}_c l_c}{\eta} \quad (3.4)$$

avec \mathbf{v}_c et l_c respectivement une vitesse et une longueur caractéristique du système. Dans le cadre des renforts fibreux, l_c est défini comme le diamètre caractéristique des pores du milieu (*i.e.* de l'ordre de grandeur de la distance entre les fibres). En considérant les faibles distances entre les fibres du renfort ainsi que les vitesses mises en jeu dans le procédé (quelques minutes pour parcourir l'épaisseur des plaques), le nombre de Reynolds associé aux procédés d'élaboration des matériaux composites est petit devant 1 [5, 30]. L'écoulement est donc laminaire. Lorsque le Reynolds est inférieur à 1000, il est possible de négliger les termes inertiels de l'équation 3.3. Pour des fluides Newtonien incompressibles, l'équation 3.3 se simplifie et devient l'équation de Stokes qui s'écrit dans ce cas :

$$\begin{cases} -\text{div}(2\eta\dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v})) + \nabla p - \rho\mathbf{f} = 0 \\ \text{div}(\mathbf{v}) = 0 \end{cases} \quad (3.5)$$

3.1.2 Aux échelles mésoscopiques et macroscopiques

Le modèle de Darcy

Pour les raisons de coûts numériques évoqués précédemment, les modèles à l'échelle microscopiques restent encore très peu utilisés. À une échelle supérieure, que ce soit mésoscopique ou macroscopique, il n'est plus possible de représenter chacune des fibres du renfort. On cherche alors à modéliser le comportement équivalent d'un fluide dans un milieu poreux. Si l'écoulement est laminaire et le fluide Newtonien, la perte de charge dans un réseau indéformable est proportionnelle à la vitesse (annexe A.1), et fonction de la géométrie du réseau. Ce phénomène a été mis en évidence expérimentalement et

modélisé en 1856, dans les travaux de Henry Darcy portant sur l'écoulement d'un fluide en régime saturé dans un milieu sableux [33]. Le modèle de Darcy est aujourd'hui utilisé sous sa forme généralisée qui s'écrit :

$$\mathbf{v} = -\frac{1}{\eta} \mathbf{K} \nabla p \quad (3.6)$$

introduisant ainsi la notion de tenseur de perméabilité \mathbf{K} d'un milieu (exprimée en m^2). Par définition, la perméabilité représente la capacité du milieu à se faire traverser par un fluide sous l'influence d'un gradient de pression. La notion de tenseur définit cette perméabilité comme dépendante de l'orientation de l'écoulement dans le renfort. Cette représentation est la conséquence de l'anisotropie du réseau hydraulique et dépend de l'agencement des fibres dans le renfort.

La loi de Darcy est très largement utilisée dans les travaux portant sur la modélisation des procédés d'élaboration de matériaux composites car elle est simple et bien vérifiée expérimentalement dans la majorité des cas [45, 55, 65, 105, 107, 108]. Elle modélise, à l'échelle macroscopique, l'écoulement dans l'intégralité de la préforme fibreuse assimilée à un milieu poreux. A l'échelle mésoscopique, le modèle de Darcy peut également être appliqué à l'écoulement dans les fils (l'écoulement dans les gaps étant régi par un modèle de Stokes). Toutefois, les études sur ce sujet sont encore peu nombreuses [65, 67], et un modèle de Brinkman [68] est souvent préféré.

Le modèle de Brinkman

Le modèle de Brinkman a été développé afin de pouvoir modéliser deux phénomènes ne pouvant être représentés par le modèle de Darcy [68] :

1. la représentation des phénomènes de cisaillement du fluide dans l'écoulement,
2. la représentation d'effets de bords via une condition d'adhérence sur les frontières du domaine.

Ce modèle se présente sous la forme d'un modèle de Stokes (équation 3.5) pour lequel un « terme de Darcy » permet de modéliser l'influence du milieu fibreux sur l'écoulement (perte de charge associée). Ce modèle s'écrit :

$$-\text{div}(2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v})) + \nabla p + \underbrace{\eta\mathbf{K}^{-1}\mathbf{v}}_{\mathcal{A}} - \rho\mathbf{f} = 0 \quad (3.7)$$

où le terme \mathcal{A} correspond au terme correctif issu des travaux de Darcy. Pour l'étude des écoulements à l'échelle mésoscopique, le principal avantage de ce modèle réside dans l'utilisation de la perméabilité comme une pénalité. Des analyses paramétriques [31, 66] montrent que pour des perméabilités supérieures à $100 m^2$, le modèle de Brinkman tend vers l'équation de Stokes. Au contraire, pour des perméabilités faibles (dès $10^{-5} m^2$) le modèle tend vers l'équation de Darcy. Avec un unique modèle, il est alors possible de représenter l'écoulement à l'intérieur des fils et entre les fils constituant la préforme. Ceci explique la large utilisation de ce modèle à l'échelle mésoscopique.

3.1.3 Enjeux numériques et choix d'un modèle

Pour des applications industrielles, le premier enjeu est d'avoir des outils adaptés aux contraintes techniques (géométries et propriétés des matériaux) afin de pouvoir s'appliquer l'étude et l'optimisation (des temps de cycle, de la santé matière, de l'évolution géométries) de la fabrication de pièces réelles de grandes dimensions. Dans ce sens, ces travaux s'orientent principalement vers une approche macroscopique du problème. Néanmoins les problématiques liées à la modélisation du procédé aux échelles macroscopique et mésoscopique sont très proches. Pour sa mise en œuvre, le procédé de fabrication par infusion nécessite d'utiliser des milieux très perméables : les drainants. La modélisation des drainants est importante car ces derniers sont utilisés pour maîtriser et optimiser le parcours de la résine autour de la préforme. Ils sont composés de fils thermoplastiques tricotés (figure 3.1) qui ont la particularité d'avoir des perméabilités de 7 à 10 décades plus importantes que le renfort.



Figure 3.1: Photographie des drainants utilisés en infusion.

La définition et l'utilisation de paramètres matériaux impliquant un tel saut de propriétés peut introduire des problèmes numériques lors de la résolution du problème. C'est pourquoi Pierre Celle [55] propose de modéliser le drainant comme un milieu (purement) fluide, décrit par les équations de Stokes. Ainsi la problématique de la modélisation à l'échelle du procédé est très similaire à l'approche mésoscopique au sens où il est nécessaire de coupler un écoulement fluide avec un écoulement en milieu poreux.

A priori, l'utilisation d'un modèle de Brinkman est adapté à ce type de couplage. Toutefois, dans ses travaux de thèse Gregory Puaux [66] montre que l'utilisation de ce modèle est difficile pour des applications à très faibles perméabilités. Notamment car la variation très rapide de perméabilité engendre des couches limites locales de très faibles dimensions et impossibles à capter avec des méthodes de résolution classiques. Par l'utilisation de méthodes de remaillage poussées, il atteint des perméabilités de l'ordre de $10^{-12} m^2$, encore loin des ordres de grandeurs de $10^{-15} m^2$ mesurés pour le renfort HiTape® [28].

Pour surmonter ces difficultés, la modélisation de l'écoulement de la résine dans le procédé par infusion s'oriente vers un couplage entre un modèle de Stokes et un modèle de Darcy. Au sein de l'École des Mines de Saint-Étienne, le développement de ces outils de simulation est basé sur les travaux précurseurs de Pierre Celle [55] puis Arnaud De-

reims [31] dont les développements ont été associés au code de calcul PAM-RTM¹. Ainsi que sur les développements de Guillaume Pacquaut [30] puis de Lara Abou-Orm [57] réalisés dans le code de calcul *Z-set*² [109].

3.2 Résolution des problèmes fluides

La section précédente a expliqué le choix d'un couplage entre un modèle de Stokes et un modèle de Darcy pour modéliser le procédé par infusion. Cette section présente les outils co-développés dans ce travail pour résoudre les problèmes respectifs de Stokes et de Darcy dans le code de calcul éléments finis *Z-set*. Les solutions de ces problèmes sont approchées avec des éléments finis mixtes définis en vitesse-pression, les formulations et méthodes de résolution seront détaillées.

3.2.1 Formulation des problèmes de Darcy et de Stokes

Formulations forte et faible du problème de Darcy

L'écoulement dans les préformes fibreuses est modélisé par le modèle de Darcy (équation 3.6). On définit un domaine $\Omega_d \in \mathbb{R}^{dim}$ (où l'exposant *dim* correspond à la dimension du problème, $dim = 2$ ou $dim = 3$) associé au domaine de Darcy (indice d). La frontière de ce domaine est notée $\partial\Omega_d$. Dans le cas d'une approche mixte en vitesse-pression, il existe deux formulations du problème de Darcy : la formulation primale et la formulation duale. Dans ce travail, c'est la forme duale qui a été retenue car les solutions sont définies dans les mêmes espaces d'approximation que le problème de Stokes [57]. On cherche alors la vitesse \mathbf{v}_d et la pression p_d solutions du problème :

$$\eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_d + \nabla p_d = \mathbf{f}_d \quad \text{dans } \Omega_d \quad (3.8)$$

$$-div \mathbf{v}_d = h_d \quad \text{dans } \Omega_d \quad (3.9)$$

$$\mathbf{v}_d \cdot \mathbf{n}_d = v_d \quad \text{sur } \partial\Omega_{d,D}$$

$$p_d = p_{ext,d} \quad \text{sur } \partial\Omega_{d,N}$$

avec \mathbf{K} le tenseur de perméabilité de la préforme. La frontière du domaine notée $\partial\Omega_d$ est décomposée en deux parties distinctes $\partial\Omega_d = \partial\Omega_{d,D} \cup \partial\Omega_{d,N}$ avec $\partial\Omega_{d,D} \cap \partial\Omega_{d,N} = \emptyset$ et avec v_d et $p_{ext,d}$ correspondants respectivement aux conditions aux limites de Dirichlet en vitesse, et aux conditions aux limites de Neumann en pression. Enfin, \mathbf{f}_d représente les forces de volume et h_d un terme source/puits ($h_d = 0$ dans le cas d'un fluide incompressible).

Afin d'écrire la formulation faible duale du problème, sont introduits les espaces $\mathcal{L}^2(\Omega)$, et $\mathcal{H}(div, \Omega)$ correspondants respectivement à l'espace de Lebesgues des fonctions de carrés intégrables et un espace de Sobolev (inclus dans $\mathcal{L}^2(\Omega)$) définis tels que :

$$\begin{aligned} \mathcal{L}^2(\Omega) &= \{ \mathbf{u} : \Omega \rightarrow \mathbb{R} \mid \int_{\Omega} \mathbf{u}^2 d\Omega < \infty \} \\ \mathcal{H}(div, \Omega) &= \{ \mathbf{u} \in \mathcal{L}^2(\Omega) \mid div \mathbf{u} \in \mathcal{L}^2(\Omega) \} \end{aligned} \quad (3.10)$$

1. Site internet du code PAM-RTM : <https://www.esi-group.com/fr/logiciels-et-services/fabrication-virtuelle/composites/pam-rtm>.

2. Site internet du code *Z-set* : www.zset-software.com.

La formulation faible ou formulation variationnelle du problème s'obtient en multipliant les équations du problème de Darcy par les champs tests $\mathbf{w}_d \in \mathcal{V}_d = \{\mathbf{u} \in \mathcal{H}(\text{div}, \Omega_d) \mid \mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0 \text{ sur } \partial\Omega_d\}$ et $q_d \in \mathcal{Q}_d = \mathcal{L}^2(\Omega_d)$, puis en intégrant cette formulation sur le domaine Ω_d . Une intégration par parties du terme en pression de ces équations permet de faire apparaître la formulation duale du problème de Darcy et les conditions aux limites associées à ce problème. Cette formulation s'écrit :

$$\begin{aligned} \int_{\Omega_d} \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_d \cdot \mathbf{w}_d d\Omega_d - \int_{\Omega_d} p_d \cdot \text{div} \mathbf{w}_d d\Omega_d \\ + \int_{\partial\Omega_d} p_d (\mathbf{w}_d \cdot \mathbf{n}_d) ds &= \int_{\Omega_d} \mathbf{f}_d \cdot \mathbf{w}_d d\Omega_d, \forall \mathbf{w}_d \in \mathcal{V}_d \\ - \int_{\Omega_d} \text{div} \mathbf{v}_d \cdot q_d d\Omega_d &= \int_{\Omega_d} h_d \cdot q_d d\Omega_d, \forall q_d \in \mathcal{Q}_d \end{aligned} \quad (3.11)$$

où ds correspond à un élément de surface de la frontière $\partial\Omega_d$ de normale \mathbf{n}_d . Pour alléger la notation, il est possible de réécrire la formulation précédente en utilisant une forme plus générale. Cette notation consiste à écrire les produits scalaires au sens \mathcal{L}^2 dans l'espace de Sobolev par $\int_{\Omega} \mathbf{a} \cdot \mathbf{b} d\Omega = \langle \mathbf{a}, \mathbf{b} \rangle_{\Omega}$. Cette notation permet de réécrire le système sous la forme :

$$\begin{aligned} \langle \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_d, \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} - \langle p_d, \text{div} \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} \\ - \langle p_d, \mathbf{w}_d \cdot \mathbf{n}_d \rangle_{\partial\Omega_d} &= \langle \mathbf{f}_d, \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} \end{aligned} \quad (3.12)$$

$$- \langle \text{div} \mathbf{v}_d, q_d \rangle_{\Omega_d} = \langle h_d, q_d \rangle_{\Omega_d} \quad (3.13)$$

Dans l'équation 3.12, l'intégrale sur $\partial\Omega_d$ se décompose en $\partial\Omega_{d,D}$ et $\partial\Omega_{d,N}$. La composante sur $\partial\Omega_{d,D}$ disparaît car il est possible de choisir le champ test tel qu'il s'annule sur le bord du domaine. La composante sur $\partial\Omega_{d,N}$ correspond à la condition aux limites naturelle en pression. La formulation faible duale du problème de Darcy s'écrit alors :

$$\begin{aligned} \langle \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_d, \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} - \langle p_d, \text{div} \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} - \langle q_d, \text{div} \mathbf{v}_d \rangle_{\Omega_d} = \\ \langle \mathbf{f}_d, \mathbf{w}_d \rangle_{\Omega_d} + \langle h_d, q_d \rangle_{\Omega_d} + \langle p_{ext,d} \mathbf{n}, \mathbf{w}_d \rangle_{\partial\Omega_{d,N}}, \forall \mathbf{w}_d \in \mathcal{V}_d \text{ et } \forall q_d \in \mathcal{Q}_d \end{aligned} \quad (3.14)$$

Cette formulation correspond à une égalité entre une forme bilinéaire B_d et une forme linéaire L_d qui peut également se noter :

$$B_d([\mathbf{v}_d, p_d], [\mathbf{w}_d, q_d]) = L_d([\mathbf{w}_d, q_d]) \quad (3.15)$$

Formulations fortes et faible du problème de Stokes

L'écoulement de la résine dans le drainant est modélisé par un modèle d'écoulement purement fluide régi par les équations de Stokes. On définit un domaine $\Omega_s \in \mathbb{R}^{dim}$ correspondant au domaine de Stokes (indice s), sa frontière est notée $\partial\Omega_s$. On recherche alors la vitesse \mathbf{v}_s et la pression p_s solutions du problème :

$$\begin{aligned} -\text{div}(2\eta \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_s)) + \nabla p_s &= \mathbf{f}_s && \text{dans } \Omega_s \\ -\text{div} \boldsymbol{\sigma}_s &= h_s && \text{dans } \Omega_s \\ \mathbf{v}_s &= \mathbf{v} && \text{sur } \partial\Omega_{s,D} \\ \boldsymbol{\sigma}_s \cdot \mathbf{n}_s &= -p_{ext,s} \mathbf{n}_s && \text{sur } \partial\Omega_{s,N} \end{aligned} \quad (3.16)$$

où la frontière $\partial\Omega_s$ est séparée en $\partial\Omega_{s,N}$ et $\partial\Omega_{s,D}$ ($\partial\Omega_{s,N} \cap \partial\Omega_{s,D} = \emptyset$).

Les espaces fonctionnels suivant sont nécessaires pour introduire la formulation faible

du problème de Stokes :

$$\begin{aligned}\mathcal{H}^1(\Omega) &= \{\mathbf{u} \in \mathcal{L}^2(\Omega) \mid \nabla \mathbf{u} \in \mathcal{L}^2(\Omega)\} \\ \mathcal{H}_{\partial\Omega_D}^{1,0}(\Omega) &= \{\mathbf{u} \in \mathcal{H}^1(\Omega) \mid \mathbf{u} = 0 \text{ sur } \partial\Omega_D\} \\ \mathcal{H}_{\partial\Omega_D}^{1,t}(\Omega) &= \{\mathbf{u} \in \mathcal{H}^1(\Omega) \mid \mathbf{u} = \mathbf{u}^1 \text{ sur } \partial\Omega_D\}\end{aligned}$$

La formulation faible du problème s'obtient en multipliant les équations du problème de Stokes par les champs tests $\mathbf{w}_s \in \mathcal{V}_s = \mathcal{H}_{\partial\Omega_s,D}^{1,0}(\Omega_s)$ et $q_s \in \mathcal{Q}_s = \mathcal{L}^2(\Omega_s)$ puis en intégrant cette formulation sur le domaine Ω_s . Une intégration par parties de ces équations permet de faire apparaître les conditions aux limites du problème et s'écrit :

$$\begin{aligned}\langle 2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_s), \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{w}_s) \rangle_{\Omega_s} - \langle 2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_s) \cdot \mathbf{n}_s, \mathbf{w}_s \rangle_{\partial\Omega_s} \\ - \langle p_s, \text{div } \mathbf{w}_s \rangle_{\Omega_s} + \langle p_s, \mathbf{w}_s \cdot \mathbf{n}_s \rangle_{\partial\Omega_s} &= \langle \mathbf{f}_s, \mathbf{w}_s \rangle_{\Omega_s}, \quad \forall \mathbf{w}_s \in \mathcal{V}_s \\ - \langle \text{div } \mathbf{v}_s, q_s \rangle_{\Omega_s} &= \langle h_s, q_s \rangle_{\Omega_s}, \quad \forall q_s \in \mathcal{Q}_s\end{aligned}\quad (3.17)$$

avec $\langle \mathbf{A}, \mathbf{B} \rangle_{\Omega} = \int_{\Omega} \mathbf{A} : \mathbf{B} d\Omega$ le produit doublement contracté au sens \mathcal{L}^2 . En rappelant que le tenseur des contraintes de Cauchy est défini par $\boldsymbol{\sigma} = 2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_s) - p\mathbf{I}$, les conditions aux limites sur le bord du domaine se réduisent à la définition d'une contrainte normale $\boldsymbol{\sigma}_s \cdot \mathbf{n}_s$. L'intégrale sur $\partial\Omega_s$ est décomposée en $\partial\Omega_{s,D}$ et $\partial\Omega_{s,N}$. La composante s'annule sur $\partial\Omega_{s,D}$ compte tenu de la restriction sur la vitesse dans $\mathcal{H}_{\partial\Omega_D}^{1,0}$, et la condition aux limites naturelle du problème correspond à la contrainte normale $\boldsymbol{\sigma}_s \cdot \mathbf{n}_s = p_{ext,s} \cdot \mathbf{n}_s$ sur $\partial\Omega_{s,N}$. La formulation faible du problème de Stokes s'écrit alors :

$$\begin{aligned}\langle 2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_s), \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{w}_s) \rangle_{\Omega_s} - \langle p_s, \text{div } \mathbf{w}_s \rangle_{\Omega_s} - \langle \text{div } \mathbf{v}_s, q_s \rangle_{\Omega_s} \\ = \langle \mathbf{f}_s, \mathbf{w}_s \rangle_{\Omega_s} + \langle h_s, q_s \rangle_{\Omega_s} + \langle p_{ext,s} \mathbf{n}_s, \mathbf{w}_s \rangle_{\partial\Omega_{s,N}}, \quad \forall \mathbf{w}_s \in \mathcal{V}_s \text{ et } \forall q_s \in \mathcal{Q}_s\end{aligned}\quad (3.18)$$

et peut également s'écrire sous la forme d'une égalité entre une forme bilinéaire B_s et une forme linéaire L_s par :

$$B_s([\mathbf{v}_s, p_s][\mathbf{w}_s, q_s]) = L_s([\mathbf{w}_s, q_s])\quad (3.19)$$

3.2.2 Stabilisation des formulations

Pour résoudre chacun des problèmes de Stokes et de Darcy par éléments finis, la discrétisation est réalisée en réduisant les espaces variationnels \mathcal{V} et \mathcal{Q} (des espaces respectifs $(\mathcal{V}_d \times \mathcal{Q}_d)$ et $(\mathcal{V}_s \times \mathcal{Q}_s)$) aux espaces discrets \mathcal{V}_h et \mathcal{Q}_h tels que $\mathcal{V}_h \subset \mathcal{V}$ et $\mathcal{Q}_h \subset \mathcal{Q}$. Afin de mieux gérer le problème de l'incompressibilité du fluide, les formulations variationnelles qui ont été présentées sont définies par des formulations mixtes en vitesse-pression. Avec cette approche, l'approximation par éléments finis doit satisfaire la condition inf-sup ou condition LBB (Ladysenskaya-Brezzi-Babuska) [110]. Cette condition définit principalement que le nombre d'inconnues en pression doit être strictement inférieur au nombre d'inconnues en vitesses, sinon, des phénomènes de blocages ou des oscillations de la solution peuvent apparaître. Il existe deux méthodes permettant de satisfaire cette condition, soit utiliser des couples éléments finis compatibles (pour les équations de Stokes par exemple : P1+/P1, P2/P1, ...) ou utiliser des méthodes de stabilisation de type VMS (Variationnal Multiscale Stabilisation) telles que les méthodes HVM [111] ou ASGS [112]. Dans ce travail, chacun des espaces en vitesse et en pression est approximé avec des fonctions linéaires par morceaux (approximations P1/P1) et les espaces \mathcal{V}_h et \mathcal{Q}_h des problèmes respectifs de Stokes et de Darcy sont définis à l'aide de triangles si $dim = 2$ ou de tétraèdres si $dim = 3$. Le domaine continu Ω est donc discrétisé

en un domaine Ω_h constitué de n_e éléments définissant chacun un sous domaine Ω_h^e (ainsi $\Omega_h = \sum_{e=1}^{n_e} \Omega_h^e$). Avec cette approximation, il est donc nécessaire d'utiliser une méthode de stabilisation pour résoudre le problème. La méthode développée dans le code *Z-set* (lors des travaux de thèse de Lara Abouorm [57]) correspond à la méthode ASGS (Algebraic SubGrid Scale). Cette méthode a été choisie car elle permet de définir les solutions des problèmes de Stokes et de Darcy dans les mêmes espaces d'approximation. L'intérêt est alors de pouvoir résoudre un problème couplé Stokes-Darcy par une approche monolithique [57, 112]. C'est cette approche qui est utilisée dans cette étude et qui sera présentée dans le chapitre suivant.

Pour être appliquée aux matériaux composites, le principal inconvénient de cette méthode de stabilisation concerne son domaine de définition, réduit à un cadre de perméabilité isotrope. La suite de cette section réalisera une synthèse de la méthode de stabilisation appliquée aux problèmes de Stokes et de Darcy. Cette présentation sera principalement orientée vers l'extension de la méthode de stabilisation à un cadre anisotrope pour le modèle de Darcy.

Principe de la méthode ASGS

Par une décomposition des espaces fonctionnels et des solutions, l'idée des méthodes VMS consiste à approcher les effets des composantes de la solution exacte (qui ne peuvent être captées par le maillage) sur la solution discrète du problème. En notant \mathcal{E} l'espace de définition continu d'une solution, alors $\mathcal{E} = \mathcal{E}_h \oplus \mathcal{E}'_h$ ou \mathcal{E}_h correspond à l'espace d'approximation par éléments finis et \mathcal{E}'_h son complément. La méthode ASGS [57, 112] consiste alors en une décomposition des champs de pression et de vitesse en deux échelles tels que :

$$\begin{aligned}
 \mathbf{v}_{hi}^* &= \underbrace{\mathbf{v}_{hi}}_{\text{grandes echelles}} + \underbrace{\mathbf{v}'_{hi}}_{\text{petites echelles}} \\
 \mathbf{w}_{hi}^* &= \underbrace{\mathbf{w}_{hi}}_{\text{grandes echelles}} + \underbrace{\mathbf{w}'_{hi}}_{\text{petites echelles}} \\
 p_{hi}^* &= \underbrace{p_{hi}}_{\text{grandes echelles}} + \underbrace{p'_{hi}}_{\text{petites echelles}} \\
 q_{hi}^* &= \underbrace{q_{hi}}_{\text{grandes echelles}} + \underbrace{q'_{hi}}_{\text{petites echelles}}
 \end{aligned} \tag{3.20}$$

Avec cette méthode, les espaces d'approximation éléments finis (stabilisés) définis en vitesse et en pression sont notés \mathcal{V}_h^* et \mathcal{Q}_h^* avec : $\mathcal{V}_h^* \times \mathcal{Q}_h^* = \mathcal{V}_h \times \mathcal{Q}_h \oplus \mathcal{V}'_h \times \mathcal{Q}'_h$ et où \mathcal{V}'_h et \mathcal{Q}'_h possèdent respectivement les mêmes définitions que les espaces \mathcal{V}_h et \mathcal{Q}_h indicés d pour le problème de Darcy et indicés s pour le problème de Stokes.

En utilisant la décomposition précédente, l'égalité entre une forme bilinéaire $B([\mathbf{v}, p], [\mathbf{w}, q])$ et une forme linéaire $L([\mathbf{w}, q])$ s'écrit :

$$B([\mathbf{v}_h + \mathbf{v}'_h, p_h + p'_h][\mathbf{w}_h + \mathbf{w}'_h, q_h + q'_h]) = L([\mathbf{w}_h + \mathbf{w}'_h, q_h + q'_h]) \tag{3.21}$$

ce qui permet de faire apparaître deux systèmes appelés problèmes aux grandes et aux petites échelles. Ces systèmes s'écrivent :

— Aux grandes échelles :

$$B([\mathbf{v}_h, p_h][\mathbf{w}_h, q_h]) + \underbrace{B([\mathbf{v}'_h, p'_h][\mathbf{w}_h, q_h])}_{Residu} = L([\mathbf{w}_h, q_h]) \quad (3.22)$$

— Aux petites échelles :

$$B([\mathbf{v}_h, p_h][\mathbf{w}'_h, q'_h]) + B([\mathbf{v}'_h, p'_h][\mathbf{w}'_h, q'_h]) = L([\mathbf{w}'_h, q'_h]) \quad (3.23)$$

On remarque que la résolution aux grandes échelles correspond au système initial dans lequel apparaît un résidu provenant de la résolution du problème aux petites échelles (équation 3.22). La méthode consiste alors à trouver ou exprimer la solution du système aux petites échelles afin de définir ce résidu.

Stabilisation du problème de Darcy par méthode ASGS

Pour le problème de Darcy, le problème aux grandes échelles est exprimé par :

$$\begin{aligned} B_d([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}][\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}'_{hd}, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle p'_{hd}, -div \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle -div \mathbf{v}'_{hd}, q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &= L_d([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) \end{aligned} \quad (3.24)$$

et une intégration par parties du terme en $\langle -div \mathbf{v}'_{hd}, q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e}$ est utilisée pour exprimer le résidu uniquement en fonction de \mathbf{v}'_{hd} et p'_{hd} . L'intégration par parties est réalisée en considérant que les termes des petites échelles restent confinés dans chacun des éléments, et s'annulent sur les bords (*i.e.* $\langle p'_{hd}, \mathbf{w}'_{hd} \rangle_{\partial\Omega_{d,N}} = 0$). L'équation 3.22 (définissant le problème aux grandes échelles) s'écrit alors :

$$\begin{aligned} B_d([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}][\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \mathbf{v}'_{hd}, \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle p'_{hd}, -div \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \mathbf{v}'_{hd}, \nabla q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &= L_d([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) \end{aligned} \quad (3.25)$$

Le problème aux petites échelles (équation 3.23) s'écrit quant à lui :

$$\begin{aligned} \langle \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}'_{hd} + \nabla p'_{hd} \rangle &= \langle \mathbf{f}_{hd} - \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}, \mathbf{w}_{hd} \rangle \\ \langle div \mathbf{v}'_{hd}, q_{hd} \rangle &= \langle h_{hd} - div \mathbf{v}_{hd}, q_{hd} \rangle \end{aligned} \quad (3.26)$$

L'étape suivante consiste à exprimer les opérateurs $\eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}'_{hd} + \nabla p'_{hd}$ et $div \mathbf{v}'_{hd}$ par des

opérateurs algébriques où les paramètres τ_u et τ_p sont utilisés tels que [112] :

$$\begin{aligned}\eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}'_{hd} + \nabla p'_{hd} &\simeq \tau_u^{-1} \mathbf{v}'_{hd} \\ \operatorname{div} \mathbf{v}'_{hd} &\simeq \tau_p^{-1} p'_{hd}\end{aligned}\quad (3.27)$$

Dans ce cas, la résolution du système aux petites échelles permet d'écrire que sur chacun des éléments :

$$\begin{aligned}\mathbf{v}'_{hd} &= \tau_u (\mathbf{f}_{hd} - \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}) \\ p'_{hd} &= \tau_p (h_{hd} - \operatorname{div} \mathbf{v}_{hd})\end{aligned}\quad (3.28)$$

En remplaçant ces termes du problème aux petites échelles dans l'équation 3.22, la formulation faible des équations de Darcy, s'écrit alors:

$$\begin{aligned}B_d([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}][\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u \eta \mathbf{K}^{-1} (\mathbf{f}_{hd} - \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}), \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_p (h_{hd} - \operatorname{div} \mathbf{v}_{hd}), -\operatorname{div} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u (\mathbf{f}_{hd} - \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}), \nabla q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &= L_d([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}])\end{aligned}\quad (3.29)$$

Enfin, un réarrangement des termes permet de faire apparaître la formulation sous une nouvelle relation entre une forme bilinéaire stable et une forme linéaire stable

$$B_{d,stable}([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}], [\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) = L_{d,stable}([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}])\quad (3.30)$$

s'écrivant :

$$\begin{aligned}B_{d,stable}([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}], [\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &= \langle \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd}, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_d} - \langle p_{hd}, \operatorname{div} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_d} - \langle q_{hd}, \operatorname{div} \mathbf{v}_{hd} \rangle_{\Omega_d} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u (-\eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}), \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_p (-\operatorname{div} \mathbf{v}_{hd}), -\operatorname{div} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u (-\eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{v}_{hd} - \nabla p_{hd}), \nabla q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ L_{d,stable}([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &= \langle \mathbf{f}_{hd}, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_d} + \langle h_{hd}, q_{hd} \rangle_{\Omega_d} + \langle p_{ext,d} \mathbf{n}, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\partial\Omega_{d,N}} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u \eta \mathbf{K}^{-1} \mathbf{f}_{hd}, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_p h_{hd}, -\operatorname{div} \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \langle \tau_u \mathbf{f}_{hd}, \nabla q_{hd} \rangle_{\Omega_h^e}\end{aligned}$$

Choix des paramètres de stabilisation τ_u et τ_p

Dans la formulation isotrope initialement développée [57, 112, 113], les paramètres de stabilisation τ_u et τ_p ont été définis par une analyse de Fourier 1D de l'équation de Darcy. Les paramètres unidirectionnels ont ensuite été étendus aux dimensions 2D puis 3D en considérant l'isotropie de la perméabilité et donc de la stabilisation. Ces paramètres de stabilisation sont ainsi définis par :

$$\tau_p = c_p \frac{\eta}{\bar{K}} l_p^2 \quad (3.31)$$

$$\tau_u = \left(c_u \frac{\eta}{\bar{K}} l_u^2 \right)^{-1} h_e^2 \quad (3.32)$$

avec K , la perméabilité isotrope du matériau, c_p et c_u des constantes définies à la valeur 1. l_u et l_p sont des longueurs caractéristiques définies par $(L_0 h_e)^{1/2}$ où h_e correspond à la taille de maille de l'élément et L_0 à une longueur caractéristique du domaine. Cette valeur pouvant être prise comme $\sqrt[3]{Volume}$ en 3D ou $\sqrt{Surface}$ en 2D. Ces paramètres de stabilisation sont donc définis par élément.

Dans le cas d'un système anisotrope, le tenseur de perméabilité \mathbf{K} peut s'écrire dans son repère principal (O,X,Y,Z) par:

$$\mathbf{K} = \begin{bmatrix} K_I & 0 & 0 \\ 0 & K_{II} & 0 \\ 0 & 0 & K_{III} \end{bmatrix}_{(O,X,Y,Z)} \quad (3.33)$$

En considérant que les équations de Darcy sont indépendantes dans chacune des directions principales du tenseur, on peut alors étendre le paramètre de stabilisation τ_u à un tenseur de constantes de stabilisations τ_u créant ainsi une stabilisation fonction de l'orientation de la perméabilité. τ_u est alors défini par :

$$\tau_u = \left(\frac{h_e^2}{\eta c_u l_u^2} \right) \mathbf{K} \quad (3.34)$$

Le terme de stabilisation τ_p contrôle l'incompressibilité du système et doit donc être un scalaire. Ce terme a été défini par :

$$\tau_p = c_p \frac{\eta}{\bar{K}} l_p^2 \quad (3.35)$$

avec \bar{K} une perméabilité équivalente ou représentative du système. Cette perméabilité est définie comme la moyenne des valeurs propres minimum et maximum du tenseur de perméabilité au point d'intégration (*i.e.* $[max(K_I, K_{II}, K_{III}) + min(K_I, K_{II}, K_{III})]/2$).

Formulation faible de Stokes stabilisée par la méthode ASGS

De même que pour les équations de Darcy, il est possible de stabiliser le problème de Stokes par la méthode ASGS. Les démonstrations associées à la décomposition du problème et à sa résolution sont très similaires à celles présentées pour le modèle de Darcy. Ces démonstrations ne seront pas explicitées ici mais peuvent être retrouvées dans la littérature [114, 115] ou encore dans la thèse de L. Abou Orm [57]. Il y est montré qu'avec des éléments finis P1/P1, la formulation variationnelle multi-échelle du problème

de Stokes stabilisée par la méthode ASGS s'écrit également sous la forme d'une égalité entre un forme bilinéaire stable et un forme linéaire stable :

$$B_{s,stable}([\mathbf{v}_{hs}, p_{hs}], [\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) = L_{s,stable}([\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) \quad (3.36)$$

où :

$$\begin{aligned} B_{s,stable}([\mathbf{v}_{hs}, p_{hs}], [\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) &= \langle 2\eta\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{v}_{hs}), \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{w}_{hs}) \rangle_{\Omega_s} - \langle p_{hs}, \text{div}\mathbf{w}_{hs} \rangle_{\Omega_s} - \langle \text{div}\mathbf{v}_{hs}, q_{hs} \rangle_{\Omega_s} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \tau_q \langle \text{div}\mathbf{v}_{hs}, \text{div}\mathbf{w}_{hs} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \tau_v \langle -\nabla p_{hs}, \nabla q_{hs} \rangle_{\Omega_h^e} \\ L_{s,stable}([\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) &= \langle \mathbf{f}_s, \mathbf{w}_{hs} \rangle_{\Omega_s} + \langle h_s, q_{hs} \rangle_{\Omega_s} + \langle p_{ext,s} \mathbf{n}_s, \mathbf{w}_{hs} \rangle_{\partial\Omega_{s,N}} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \tau_v \langle -\mathbf{f}_{hs}, \nabla q_{hs} \rangle_{\Omega_h^e} \\ &+ \sum_{e=1}^{n_e} \tau_q \langle -h_{hs}, \text{div}\mathbf{w}_{hs} \rangle_{\Omega_h^e} \end{aligned}$$

La résolution du problème aux petites échelles fait intervenir deux constantes de stabilisation notées τ_v et τ_q . Elles sont définies par [57] :

$$\begin{aligned} \tau_q &= c_1 \eta \\ \tau_v &= \frac{1}{c_1 \eta} h_e^2 \end{aligned} \quad (3.37)$$

où c_1 est une constante fixée à 1.

3.2.3 Validation de la formulation du problème de Darcy

Afin de valider l'implémentation du problème de Darcy dans un contexte anisotrope, un cas test a été réalisé sur un écoulement radial 3D orthotrope. Sous certaines hypothèses (présentées en annexe B.3.2), il est possible de définir une solution analytique du problème de Darcy. La résolution 2D d'un écoulement convergent est bien connue car souvent utilisée pour la caractérisation de la perméabilité des renforts [116–118], mais la solution 3D est beaucoup moins répandue (la démonstration est également précisée en annexe B.3.2). Le principe associé à la résolution d'un tel problème repose sur la transformation du système d'axe afin de se placer dans un repère pseudo isotrope, plus simple pour définir la solution du problème, puis de faire la transformation inverse. La transformation associée est définie par [119, 120] :

$$\frac{r_x}{r_y} = \sqrt{\frac{K_x}{K_y}}, \quad \frac{r_y}{r_z} = \sqrt{\frac{K_y}{K_z}}, \quad \frac{r_x}{r_z} = \sqrt{\frac{K_x}{K_z}} \quad (3.38)$$

L'écoulement convergent est ainsi obtenu entre deux calottes ellipsoïdales (intérieure indiquée i et extérieure indiquée e) définies par les rayons $r_{n,i}$ et $r_{n,e}$ des ellipsoïdes dans les directions n (avec $n = x, y$ ou z , les axes principaux de perméabilité K_n). Dans ces conditions, les solutions sur les axes de symétries x, y et z sont indépendantes et admettent

pour solutions respectives en vitesse :

$$\begin{aligned} v_x(x, y = 0, z = 0) &= -\frac{K_x (P_e - P_i) r_{xe} r_{xi}}{\eta (r_{xe} - r_{xi}) x^2} \\ v_y(x = 0, y, z = 0) &= -\frac{K_y (P_e - P_i) r_{ye} r_{yi}}{\eta (r_{ye} - r_{yi}) y^2} \\ v_z(x = 0, y = 0, z) &= -\frac{K_z (P_e - P_i) r_{ze} r_{zi}}{\eta (r_{ze} - r_{zi}) z^2} \end{aligned} \quad (3.39)$$

où P_i et P_e désignent les conditions aux limites en pression sur les calottes intérieure et extérieure et η la viscosité du fluide. La figure 3.2 présente les résultats numériques obtenus dans les conditions : $K_x = 0,5 \text{ m}^2$, $K_y = 1,5 \text{ m}^2$, $K_z = 1 \text{ m}^2$, $r_{zi} = 0,1 \text{ m}$, $r_{ze} = 1 \text{ m}$ et $r_{xi} = 0,5^2 r_{zi}$, $r_{xe} = 0,5^2 r_{ze}$, $r_{yi} = 1,5^2 r_{zi}$, $r_{ye} = 1,5^2 r_{ze}$. La viscosité est fixée à $1 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ et les pressions utilisées sont de $P_e = 10^5 \text{ Pa}$ et $P_i = 0 \text{ Pa}$. Les courbes de la figure 3.2(a) permettent de valider l'approche numérique dans chacune des directions principales du système.

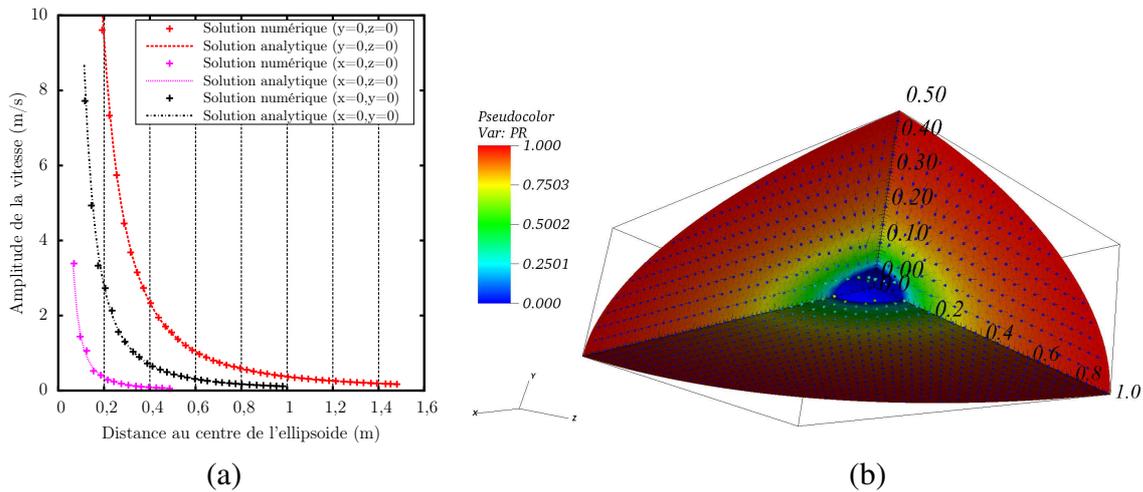


Figure 3.2: Cas test du convergent 3D orthotope : confrontation des résultats numérique avec les solutions analytiques (a), champs de vitesse et de pression numériques (b).

Calcul des taux de convergence : méthode

Afin de caractériser la convergence du problème, la méthode des solutions manufacturées [121] est utilisée. Elle consiste à construire une solution analytique à partir d'un champ compatible, mais non nécessairement réaliste vis-à-vis du problème physique considéré. En introduisant le champ de solution compatible dans le système d'équations, il est alors possible de définir des termes sources (h_d et/ou \mathbf{f}_d) à imposer au problème. Les calculs sont alors réalisés avec différents maillages réguliers dont le nombre d'éléments varie. L'écart entre le champ continu choisi et la solution éléments finis discrète est calculé et caractérise l'erreur associée à la méthode de résolution. L'ordre de convergence du modèle est alors caractérisé par l'évolution de cette erreur en fonction de la taille de maille.

Dans le cadre des équations de Darcy, tout champ de pression imposé peut mener à la définition d'un champ de vitesse compatible et ainsi définir une solution analytique du problème. En utilisant un champ de pression sinusoïdal défini par :

$$p(x, y) = \sin(2\pi x)\sin(2\pi y) \quad (3.40)$$

la définition du champ de vitesse dans le repère structural est triviale. Elle est réalisée en injectant ce champ de pression dans le modèle de Darcy et s'écrit :

$$\mathbf{v}(x, y) = \frac{\mathbf{K}}{\eta} \nabla p \iff \begin{cases} v_x = \frac{K_x}{\eta} 2\pi \cos(2\pi x)\sin(2\pi y) \\ v_y = \frac{K_y}{\eta} 2\pi \sin(2\pi x)\cos(2\pi y) \end{cases} \quad (3.41)$$

Comme mentionné ci-dessus, ce champ de vitesse n'est pas représentatif d'un comportement physique, car n'est pas à divergence nulle. Pour ce champ de vitesse, le terme source $h_d \neq 0$ est défini par :

$$h_d = \text{div}(\mathbf{v}) = -\frac{K_x + K_y}{\eta} 4\pi^2 \sin(2\pi x)\sin(2\pi y) \quad (3.42)$$

Calcul des taux de convergence : résultats

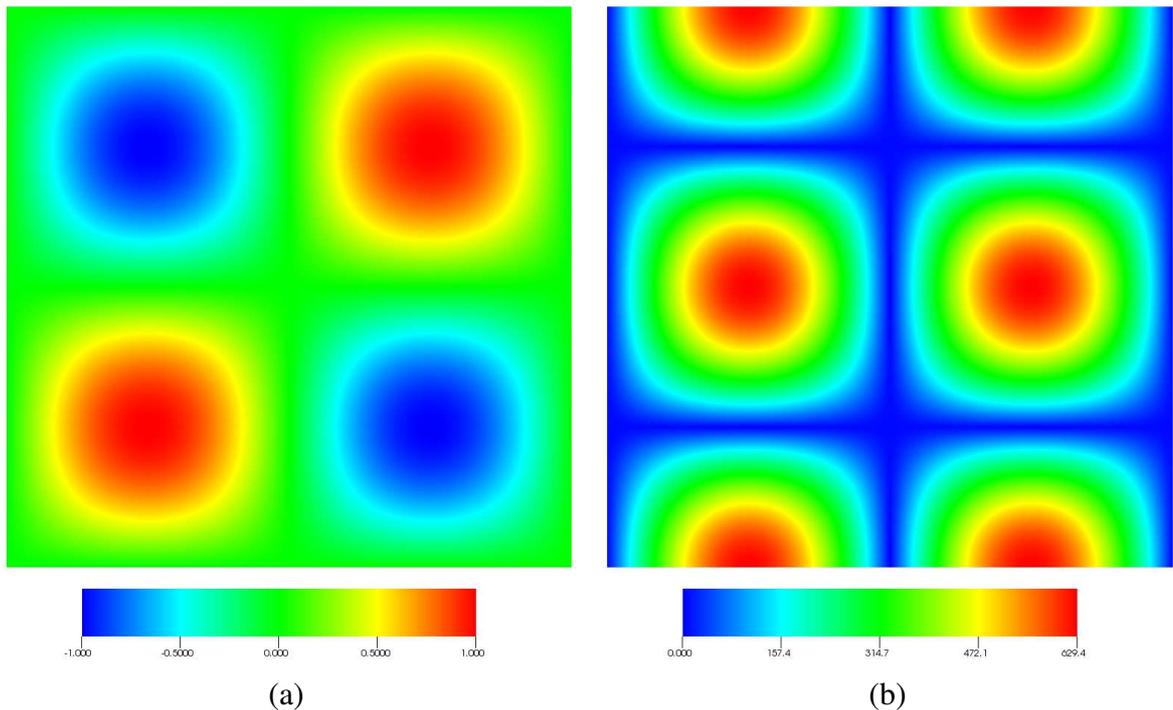


Figure 3.3: Champ de pression (a) et champ de vitesse correspondant (b) avec un rapport d'orthotropie de 100 et $h = 0,0125$.

Les calculs sont réalisés en imposant les pressions et vitesses sur les bords du domaine, ainsi que le terme source h_d (équation 3.42) sur l'ensemble du domaine de calcul. Pour l'ensemble des calculs, la perméabilité K_x et la viscosité η sont définies unitaires. Les calculs sont réalisés sur des maillages carrés de dimensions unitaires. Ces maillages sont construits à partir de carrés de dimensions $h \times h$ et divisés en deux éléments triangulaires.

Les calculs sont réalisés sur des maillages de plus en plus fins en commençant par $h = 1/10$ pour atteindre $1/80$ et avec des rapport d'orthotropie de perméabilité α ($\alpha = \frac{K_y}{K_x}$) variant de 1 à 10^9 . Les figures 3.3 (a) et (b) représentent le champ de pression et le champ de vitesse obtenus pour une taille de maille de $1/80$ et un rapport d'orthotropie $\alpha = 100$. Enfin, les erreurs sont calculées en utilisant les normes \mathcal{L}^2 et \mathcal{H}^1 définies par :

$$\|u\|_{0,\Omega} = \left(\int_{\Omega} u^2 d\Omega \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.43)$$

$$\|u\|_{1,\Omega} = \left(\int_{\Omega} u^2 d\Omega + \sum_{j=1}^{dim=2,3} \left\| \frac{\partial u}{\partial x_j} \right\|_{0,\Omega}^2 \right)^{\frac{1}{2}}$$

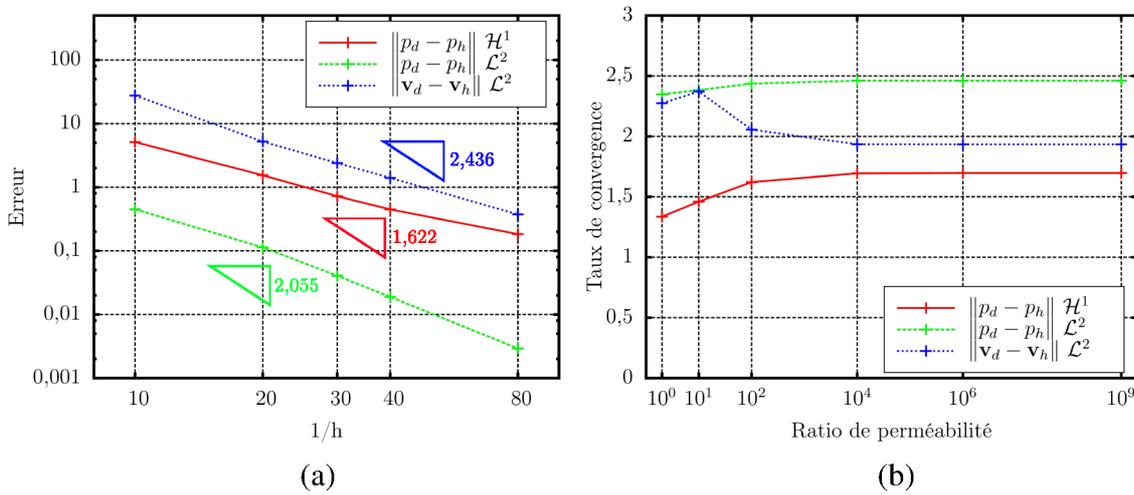


Figure 3.4: Courbes de convergence pour un ratio de perméabilité de 100 (a) et évolution des taux de convergence en fonction du rapport d'orthotropie (b).

La figure 3.4 (a) représente les courbes de convergences obtenues pour un rapport d'orthotropie $\alpha = 100$ (valeurs d'erreurs définies dans le tableau 3.1). La figure 3.4 (b) montre l'évolution des taux de convergence en fonction du rapport d'orthotropie et correspond aux données du tableau 3.2. Ces courbes montrent que pour l'ensemble des erreurs en pression et en vitesse, il y a un bon accord avec les taux de convergences théoriques de 1 pour la norme \mathcal{H}^1 et de 2 pour la norme \mathcal{L}^2 [112, 113]. Les constantes de stabilisation étant fixées, il est possible que les taux de convergence définis ne soient pas optimaux. Sur la figure 3.4 (b), il apparaît pour la norme \mathcal{L}^2 en vitesse une augmentation, puis diminution du taux de convergence. Cette augmentation, observée pour le rapport d'orthotropie de 10, peut être expliquée par l'utilisation de constantes de stabilisation fixes. N'étant pas modifiées donc par défaut non optimales, il est possible que sur ce cas de simulation elles entraînent involontairement une meilleure convergence du calcul. Finalement, les taux de convergence obtenus valident la définition et l'implémentation de la méthode de stabilisation et attestent de l'excellente stabilité numérique du problème de Darcy orthotrope, même avec des rapports d'orthotropie très importants.

1/h	erreur \mathcal{H}^1 en pression	erreur \mathcal{L}^2 en vitesse	erreur \mathcal{L}^2 en pression
10	5,11649	0,44991	27,67170
20	1,54532	0,11362	5,21931
30	0,72229	0,04063	2,39554
40	0,44818	0,01886	1,40295
80	0,18309	0,00292	0,37322

Tableau 3.1: Erreurs calculées pour un rapport d'orthotropie de 100.

Taux de convergence en erreur			
α	\mathcal{H}^1 en pression	\mathcal{L}^2 en vitesse	\mathcal{L}^2 en pression
2	1,335	2,348	2,275
10	1,46	2,382	2,371
10^2	1,622	2,436	2,055
10^4	1,694	2,461	1,935
10^6	1,697	2,460	1,934
10^9	1,697	2,460	1,934

Tableau 3.2: Taux de convergences calculés en fonction du rapport d'orthotropie.

3.3 Caractérisation des renforts pour la simulation du problème d'écoulement fluide

Cette section traite de la caractérisation des paramètres d'entrée des modèles. L'utilisation d'un modèle de Darcy, pour représenter l'écoulement du fluide dans le milieu poreux, nécessite la définition d'une perméabilité caractéristique des préformes. La définition des propriétés de la résine, notamment de la viscosité, est tout aussi importante que la perméabilité pour la simulation du procédé. Toutefois, la résine utilisée étant une résine époxyde de type HexFlow® RTM6, elle est aujourd'hui bien connue et une littérature riche est disponible [8, 10, 74, 122]. De ce fait, les données utilisées ici en sont issues (notamment de la brochure technique du produit [11]). Le principal enjeu est alors de savoir et pouvoir caractériser la/les perméabilité(s) caractéristique(s) du renfort.

3.3.1 Enjeux associés à la caractérisation de la perméabilité

Jusqu'à présent, la présentation de la perméabilité a mis à jour différentes difficultés. Notamment, la déformation du matériau pendant le procédé entraîne une modification de la perméabilité qu'il est nécessaire de prendre en compte. Ensuite, l'influence de la géométrie locale (gaps) a été observée expérimentalement et montre une forte influence sur cette grandeur. Enfin, la littérature [123, 124] montre que la perméabilité est une grandeur dont la mesure est encore mal maîtrisée. Ainsi, de fortes variabilités sont observées lors de sa caractérisation. Une des difficultés réside dans le fait d'être une grandeur homogénéisée, définie par le modèle de Darcy. Il est donc a priori difficile de dissocier les mesures expérimentales des hypothèses implicitement posées par ce modèle.

Historiquement, le modèle de Darcy s'applique à des milieux granulaires et les hypothèses sur lesquelles il repose sont fortes (Annexe A) :

1. La géométrie des pores doit être fixe et donc la déformation du milieu doit être négligeable.
2. À l'échelle des pores, l'écoulement du fluide doit être bien décrit par les équations de Stokes. Ceci suppose un fluide au comportement Newtonien incompressible, et un nombre de Reynolds faible (mais tout en négligeant les effets de capillaires [125]).
3. L'écoulement du fluide (monophasique) doit être en régime établi, donc dans des conditions stationnaires.

Sous condition de respecter ces hypothèses, la perméabilité est une grandeur intrinsèque au renfort (*i.e.* indépendante de la nature du fluide) qui peut donc être caractérisée sur un banc de mesure expérimental indépendamment de son application. En pratique cette propriété est très rarement vérifiée pour les renforts fibreux [123, 124].

Paradoxe de la perméabilité

Si les résines courantes montrent un comportement Newtonien (pour un avancement faible de la réticulation), les autres hypothèses du modèle de Darcy deviennent difficilement vérifiables dans les procédés LCM. Outre le caractère déformable des renforts évoqué, il est légitime de se poser la question de la définition d'une perméabilité dans le

cadre d'un procédé défini comme instationnaire et di-phasique (ici résine/air). L'architecture hétérogène des renforts est également questionable, notamment avec l'introduction de gaps dans un pli du stratifié (soit $1/16^{\text{e}}$ de l'épaisseur). Enfin, les renforts étudiés présentent des taux volumiques de fibres de l'ordre de 60%, et donc en moyenne la dimension des pores de la matière est inférieure à la dimensions de fibres de carbone ($5\ \mu\text{m}$ de diamètre). Les effets capillaires peuvent alors être importants [78]. Ils ont notamment été observés expérimentalement et leur importance a été démontrée [26, 126] (sur des pièces fabriquées par injection).

Dans ces conditions, la définition et la caractérisation d'une perméabilité pour les procédés de fabrication composites n'est pas directe. Les fondements associés à cette grandeur ne sont pas vérifiés et la légitimité du modèle de Darcy pourrait être remise en cause. Malgré les difficultés à valider les hypothèses de ce modèle, cette loi simple qui établit une relation entre la vitesse et la pression reste encore grandement utilisée et aucun substitut n'est satisfaisant. Il s'agit alors de comprendre et exprimer l'influence des phénomènes évoqués au travers des modifications/adaptations de la loi de Darcy. En pratique, cette adaptation est le plus souvent réalisée au travers d'un paramètre défini comme étant la « perméabilité ». Ainsi, malgré une définition unique de la perméabilité, on observe dans la littérature une terminologie hétérogène pour la décrire (perméabilité saturée, perméabilité insaturée, perméabilité transitoire, perméabilité vraie, perméabilité intrinsèque, perméabilité géométrique...). Le plus souvent, le terme utilisé permet de qualifier la méthode de caractérisation. Parmi ces termes, il faut principalement retenir la perméabilité dite saturée, caractérisée dans des conditions expérimentales proches du modèle de Darcy, de la perméabilité insaturée caractérisée dans des conditions instationnaires (méthodes de croissance de l'ellipse, par exemple [116–118]).

L'accès à ce paramètre macroscopique peut alors être réalisé de manière expérimentale (la littérature est alors très riche et on peut citer [38, 39, 44, 117, 127–129]) ou numérique [65, 130]. Le développement d'outils numériques est de première importance car c'est probablement une des seules méthodes permettant d'appréhender la problématique de l'écoulement dans le cas de fluides non-Newtoniens. Toutefois, ces approches sont encore limitées tant par les capacités actuelles de calcul que par les capacités de caractérisation nécessaires. Ces caractérisations concernent l'agencement du renfort fibreux mais également d'autres phénomènes locaux, apparaissant au front de fluide.

Phénomènes locaux et représentation macroscopique

Actuellement, la différence observée entre les perméabilités saturées et insaturées [124, 128] est principalement attribuée aux phénomènes de mouillage des fibres. Les phénomènes de mouillage peuvent intervenir de deux manières : la première par modification de l'interaction entre le fluide et les fibres (propriétés mécaniques finales des interfaces), et la seconde par l'introduction d'une pression capillaire lors de l'élaboration. La compréhension et la caractérisation de ces phénomènes sont actuellement en plein développements [131, 132]. La capillarité et la mouillabilité sont liées à des mécanismes à l'échelle microscopique (voire même nanoscopique) faisant intervenir une propriété d'interface appelée énergie ou tension de surface γ (définie en J/m^2). Elle caractérise localement le saut d'énergie lié au passage entre deux milieux.

Le phénomène de pression capillaire est une conséquence directe des effets de tension

de surface. Par un bilan local de forces, le saut de contrainte normale à une interface peut être défini par [133] :

$$[[\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n}]]_{A/B} = \gamma \operatorname{div}(\mathbf{n})\mathbf{n} - \nabla_{\Gamma} \gamma \quad (3.44)$$

où \mathbf{n} est le vecteur normal à la surface dirigé vers l'extérieur du milieu B, et $[[\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n}]]$ désigne un saut de contrainte. $\operatorname{div}(\mathbf{n})$ représente la courbure locale de l'interface et se note généralement κ . Enfin, Γ désigne l'interface entre deux milieux et ∇_{Γ} désigne le gradient surfacique. En négligeant les gradients de tension de surface, cette loi se réduit à un saut de pression dans la direction normale. Plus connue sous le nom de « loi de Laplace », cette relation s'écrit :

$$P_A - P_B = \gamma \operatorname{div}(\mathbf{n}) = \gamma \kappa = \gamma \left(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) \quad (3.45)$$

où R_1 et R_2 définissent les deux rayons de courbures principaux de l'interface au point considéré. Lorsqu'une interface Γ rencontre une troisième surface, ce point correspond alors à une interaction entre trois milieux. Ce point est appelé point triple (en 2D) ou ligne triple (en 3D). Dans un cadre statique, en définissant trois phases (par exemple liquide, solide, et gaz indicés par l, s et v pour liquide, solide, et vapeur) la relation d'Young [134] définit l'angle de contact statique θ (figure 3.5) par :

$$\gamma_{s/v} = \gamma_{s/l} + \gamma_{l/v} \cos(\theta) \quad (3.46)$$

Dans des cas très spécifiques tel que la loi de Jurin (s'appliquant à un état d'équilibre³ sur une géométrie tubulaire), il est possible de définir la forme de l'interface par rapport à l'angle de mouillage et du diamètre du tube. Ainsi, via l'équation de Laplace 3.45, on définit une relation directe entre la pression capillaire et l'angle de contact statique :

$$\Delta P = \frac{2\gamma \cos(\theta)}{r} \quad (3.47)$$

avec r le rayon du tube.

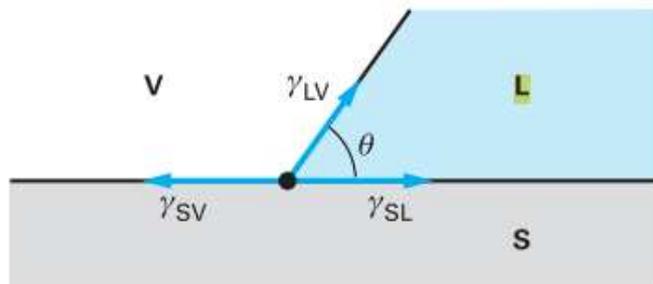


Figure 3.5: Représentation de l'angle de mouillage [134].

Pour un renfort fibreux de géométrie complexe, le comportement du liquide est très difficile à décrire. Il est néanmoins possible de recourir à l'expérience pour quantifier ce phénomène, et notamment par le biais d'un essai de montée capillaire (une imprégnation

3. L'état d'équilibre est établi lorsque les efforts gravitationnels (poids de la colonne d'eau) contrebalancent les forces capillaires agissant au front de fluide dans le tube.

spontanée des fibres). Par un bilan de force, on montre que la hauteur d'imprégnation se stabilise de manière à ce que le poids du liquide égale la force appliquée au front de fluide (sous la forme d'une pression capillaire). Représentée figure 3.6 (a) pour un tube capillaire simple, l'analogie avec un renfort fibreux est représentée figure 3.6(b). Les phénomènes de tension de surface sont alors associés au phénomène de mouillage local, analysés aux échelles supérieures comme un saut de pression ou une pression capillaire appliquée au niveau du front de fluide (figure 3.6 (c)). Les pressions capillaires évaluées sur un renfort de carbone imprégné par de l'eau montrent des pressions capillaires de l'ordre de 30 kPa dans le sens transverse, pour un tvf de l'ordre de 40% [78]⁴.

Enfin, les phénomènes capillaires dépendant de l'architecture locale du renfort, le phénomène est donc anisotrope. En reproduisant la manipulation pour différentes orientations du renfort, il est alors possible de déterminer une pression capillaire dans chacune de ces directions principales. Toutefois, une pression étant par définition non orientée dans l'espace, on parlera alors plutôt aux échelles mésoscopique et macroscopique de vecteur contrainte capillaire.

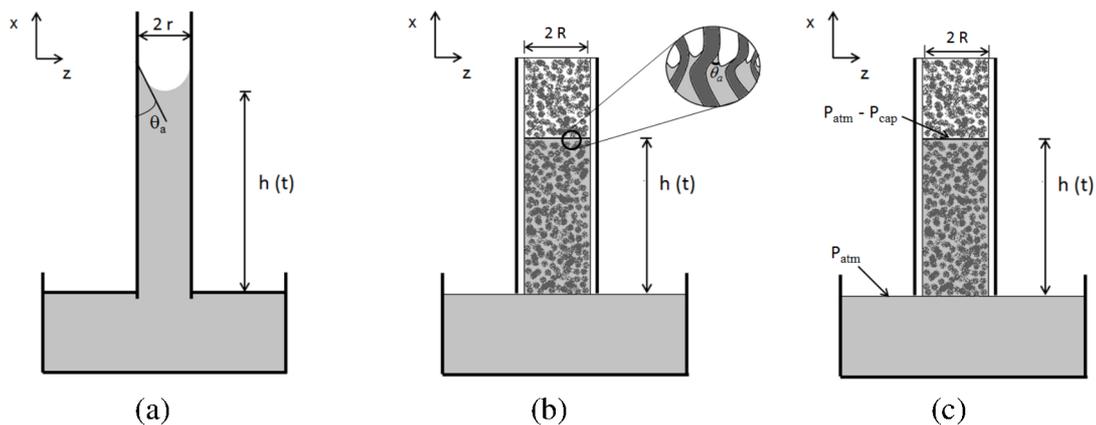


Figure 3.6: Analogie entre une montée capillaire dans un tube et dans un renfort fibreux [78].

3.3.2 Mesure et caractérisation de la perméabilité transverse

La compréhension et la dissociation des phénomènes sont les principaux enjeux associés à la caractérisation de la perméabilité. Les différentes comparaisons (benchmarks) réalisées dans le domaine [124, 128] et Drapier *et al.* [44] montrent des écarts importants entre des caractérisations réalisées dans des conditions expérimentales stationnaires (saturées) et instationnaires (insaturées). Cette influence est dépendante de phénomènes capillaires lors du mouillage des fibres. En vue de dissocier les phénomènes d'interfaces, la caractérisation de la perméabilité saturée des renforts est intéressante et a été préférée dans cette étude. Ainsi, cette partie présente les résultats de la caractérisation transverse des préformes dans des conditions saturées.

4. On peut noter ici que les mesures ont été réalisées dans un cadre instationnaire, via une analogie entre une montée de Washburn (modèle de montée dynamique d'un fluide dans un tube) et un modèle de Darcy. La hauteur nécessaire à l'équilibre était plus importante que le tube expérimental contenant les fibres, l'équilibre n'a donc pas été atteint.

Méthode et spécificités du banc de caractérisation

La caractérisation de la perméabilité des préformes est relativement difficile pour plusieurs raisons. La première concerne la gestion des phénomènes de race-tracking déjà évoqués, qui correspondent à des écoulements parasites sur les bords des éprouvettes (figure 3.7). La seconde concerne le suivi du front de fluide pour une caractérisation dans un cas insaturé. Actuellement, très peu de travaux portent sur la caractérisation de la perméabilité transverse insaturée [44]⁵. La difficulté de mesure est ici focalisée sur le suivi et la caractérisation de la position du front de fluide dans l'épaisseur de la pièces (problématique explicitée et observée dans le chapitre 2).

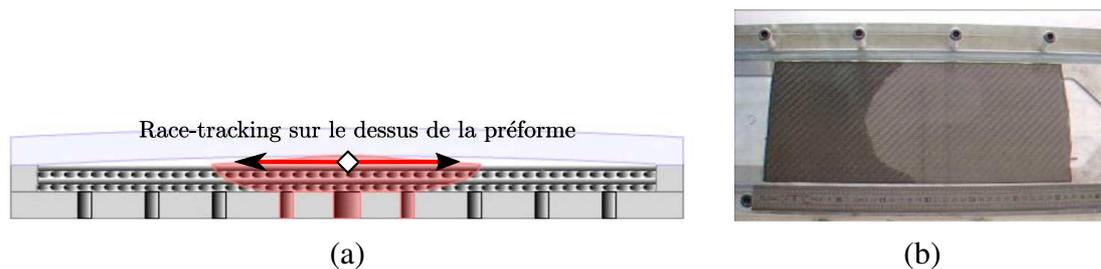


Figure 3.7: Représentation du race-tracking dans un écoulement radial si le moule est déformable (a), observation expérimentale 1D du phénomène [38] (b).

Le banc de caractérisation utilisé pour les mesures de perméabilité a été conçu et réalisé dans le cadre de la thèse de R. Nunez [38]. La caractérisation de la perméabilité est réalisée dans un cadre saturé stationnaire dont une des spécificités est d'imposer un écoulement dans un double cylindre. L'objectif est ici de créer une chambre de compensation (écoulement externe) dont les conditions d'écoulement sont proches de la chambre centrale, dans laquelle est réalisée la mesure. Ainsi, l'impact de phénomènes locaux sur les bords de l'éprouvette devient négligeable dans la zone de mesure. Le fluide de mesure utilisé pour la manipulation est de l'eau, la perméabilité est calculée via l'équation de Darcy (équation 3.6) et associée à deux mesures de pression, de part et d'autre de la préforme, ainsi que du débit traversant la préforme.

Résultats de mesure et modélisation

Pour chacune des configurations de l'étude, des préformes de grandes dimensions ont été drapées puis découpées de manière à obtenir des préformes dont l'architecture est rigoureusement identique à celle des préformes utilisées pour les infusions (identiques en termes de drapage machine, matière, opérateur). Les mesures de perméabilités résultent de mesures sur trois échantillons de la préforme, avec pour chaque préforme des prises de mesures à des tvf variables. Les prises de mesures sont réalisées lorsque l'écoulement est stationnaire en débit et pression et une évolution du tvf est obtenue par diminution successive de l'épaisseur de la préforme.

La figure 3.9 présente les données expérimentales pour la configuration AU_UD_0. Ces données sont exprimées via le rapport entre la perméabilité et la viscosité en fonction

5. On peut noter que dans les travaux de Drapier & al. [44] concernant la caractérisation de la perméabilité transverse insaturée, la position du front de fluide est caractérisée via des fibres optiques.

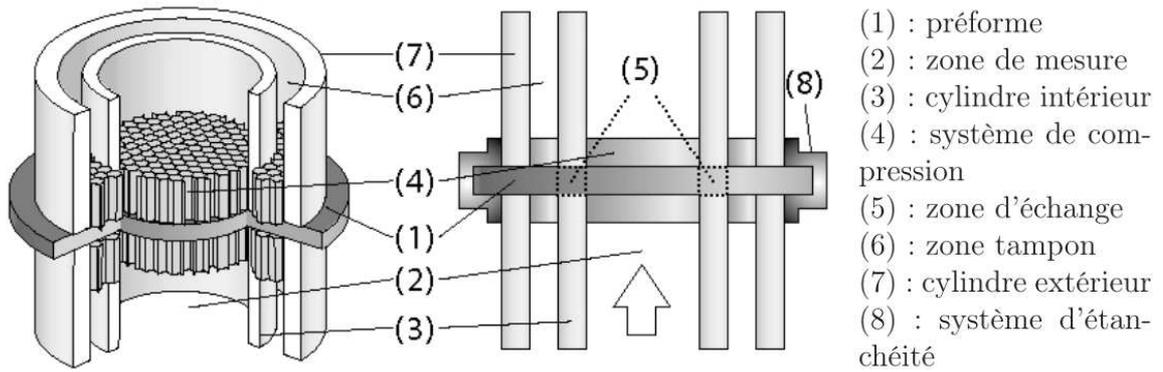


Figure 3.8: Principe du banc de mesure de perméabilité à double cylindre développé dans la thèse de R. Nunez [38].

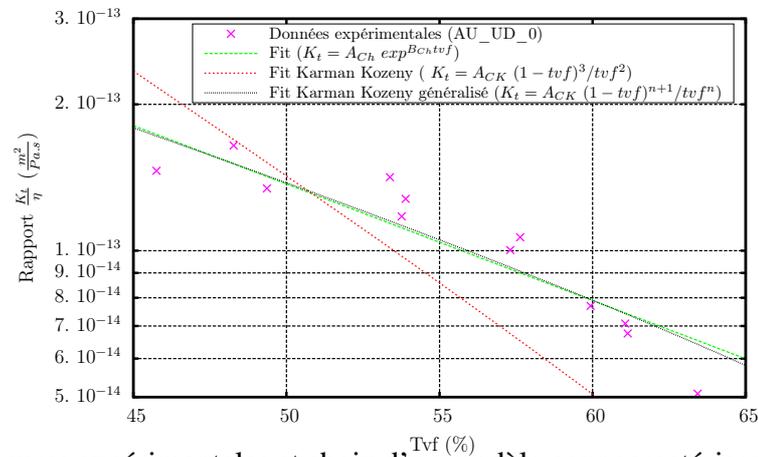


Figure 3.9: Mesures expérimentales et choix d'un modèle pour caractériser la perméabilité transverse.

de tvf des préformes. Les points de mesure associés aux trois préformes sont représentés sur cette figure et permettent d'apprécier la variabilité de l'essai. Afin de modéliser ce comportement, deux relations pseudo-empiriques issues de la littérature [135] ont été testées. La première correspond à la relation de Carman-Kozeny [136] généralisée :

$$K_t = A_{CK} \frac{(1 - tvf)^{n+1}}{tvf^n} \quad (3.48)$$

avec A_{CK} et n deux paramètres de régression (n étant fixé à 2 dans la relation développée par les auteurs [136]). La deuxième correspond au modèle de Chierici [137] et énonce une évolution exponentielle de la perméabilité qui peut s'écrire :

$$K_t = A_{Ch} \exp(B_{Ch} tvf) \quad (3.49)$$

avec A_{Ch} et B_{Ch} deux paramètres de régression du modèle. Les résultats de ce modèle sont également représentés figure 3.9. Les régressions réalisées montrent que sans modification de l'exposant n , le modèle de Karman Kozeny n'est pas adapté à représenter l'évolution associée aux mesures expérimentales. Après optimisation de ce paramètre n , les résultats obtenus sont similaires au modèle de Chierici .

Dans nos travaux, c'est un modèle exponentiel qui a été utilisé pour représenter les évolutions de la perméabilité associées aux renforts de l'étude. Ces modélisations sont représentées sur les figures 3.10 et 3.11 pour l'ensemble des configurations du plan d'expérience. Le tableau 3.3 recense les valeurs associées à chaque modèle au tvf de 60%. Pour l'analyse de ces courbes, devant la disparité des points de mesures, on ne peut considérer comme représentatif un écart inférieur au dixième de décade entre deux configurations. Toutefois, de manière similaire aux observations expérimentales réalisées lors du suivi de procédé, il apparaît ici que tant le drapage que l'insertion de gaps influencent significativement la perméabilité des préformes.

Configuration	Rapport K_t/η_r à 60% de tvf
MA_UD	$8,9 \cdot 10^{-14}$
AU_UD_0	$7,3 \cdot 10^{-14}$
AU_UD_1	$1,3 \cdot 10^{-13}$
AU_UD_2	$1,4 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_0_R0	$1,8 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_0_R50	$1,7 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_1_R0	$2,6 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_1_R50	$3,6 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_2_R0	$9,6 \cdot 10^{-13}$
AU_QI_2_R50	$1,2 \cdot 10^{-12}$

Tableau 3.3: Valeur du rapport entre la perméabilité du renfort K_t et la viscosité de la résine η_r défini par les modèles à un tvf de 60%.

Pour les préformes drapées de manière unidirectionnelle, l'insertion d'espaces entre les fils permet ici de doubler la perméabilité, pour atteindre des valeurs de l'ordre de $1,4 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2/\text{Pa.s}$ à 60% de tvf . Afin de réduire les temps d'infusion, il est alors intéressant d'introduire physiquement des espaces inter-fils. Ceci est particulièrement valable car cela ne modifie (chapitre 2) ni le comportement Darcéen des écoulements ni l'architecture locale des matériaux (telle qu'une insertion de zones riches en résine pouvant modifier le comportement mécanique [138]).

Ces mesures montrent également que le drapage est un facteur impactant fortement la perméabilité d'une préforme. Les perméabilités des préformes quasi-isotropes, sans gaps, montrent des valeurs supérieures à celles des drapages unidirectionnels. Ici encore, l'influence du recouvrement à la symétrie introduit des perméabilités plus faibles avec un recouvrement total des fils (R50) qu'avec un alignement des gaps (R0). Comme mentionné lors de l'analyse des porosités, ces configurations limitent le phénomène de réarrangement fibreux et introduisent des canaux d'écoulements quasi-continus dans la préforme.

Enfin, les mesures montrent une variabilité dans les essais plus importante pour des drapages quasi-isotrope que pour les drapages unidirectionnels. La variabilité est ici attribuée au produit et à la dépose des fils. Par la caractérisation de la perméabilité saturée, l'insertion de gaps montre également un potentiel important pour réduire le temps d'infusion des préformes. Toutefois, comme en attestent les résultats issus du suivi de procédé et ici la caractérisation de la perméabilité, la maîtrise du procédé peut-être réduite par une variabilité plus importante dans les propriétés des renforts.

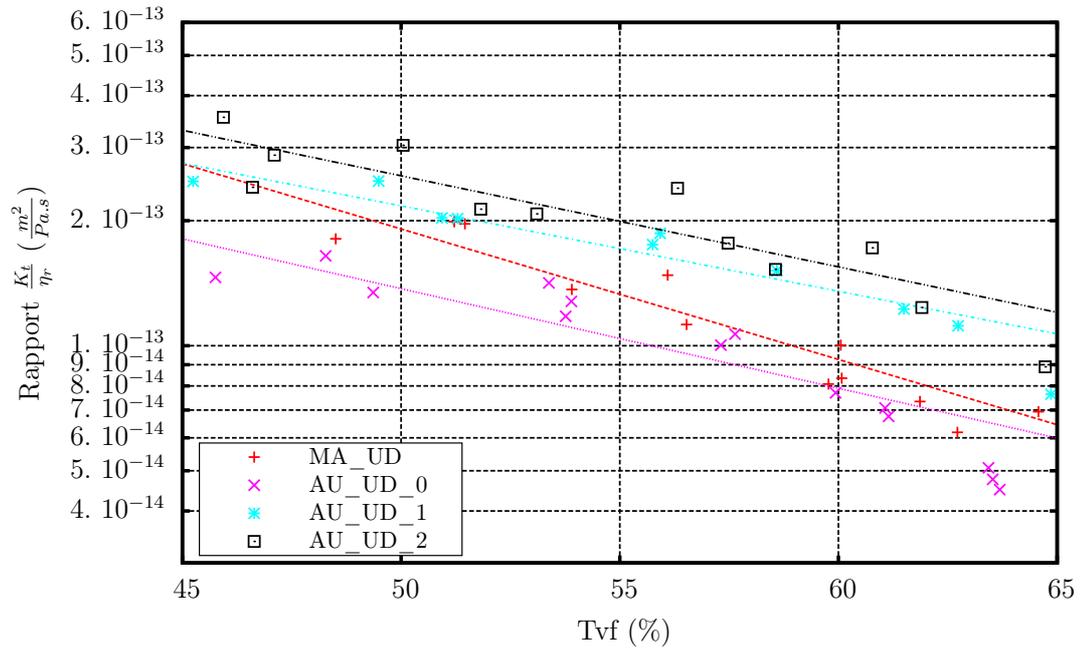


Figure 3.10: Caractérisation de la perméabilité transverse saturée des préformes unidirectionnelles.

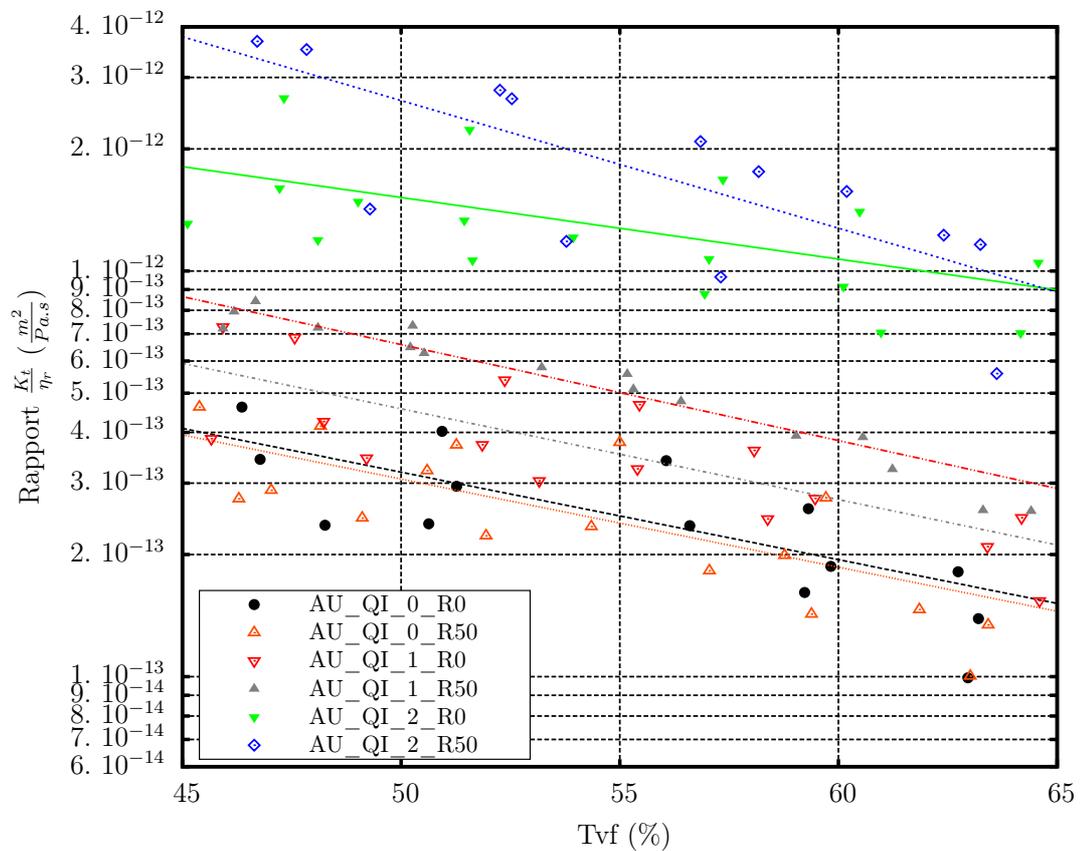


Figure 3.11: Caractérisation de la perméabilité transverse saturée des préformes quasi-isotropes.

3.4 Conclusion

Ce chapitre a permis de présenter les choix réalisés pour modéliser l'écoulement du fluide. Celui-ci est modélisé par un modèle de Darcy, dans la préforme, et un écoulement de Stokes dans le drainant. La résolution de ces équations par des éléments finis mixtes en vitesse pression a ainsi été présentée. Résolus avec des éléments P1/P1, il a été nécessaire d'introduire une méthode de stabilisation multi-grille appelée ASGS. Cette méthode a été validée numériquement dans un cadre anisotrope par comparaison avec une solution analytique ainsi que par l'étude de sa convergence. Enfin, pour alimenter les modèles numériques, la caractérisation de la perméabilité des produits est fondamentale. Pour une application aux procédés instationnaires tels que les procédés LCM, la définition de la perméabilité met en avant des écarts aux hypothèses fondatrices du modèle de Darcy. Les enjeux liés à ce paramètre ont ainsi été présentés et notamment la problématique associée à une caractérisation dans des conditions saturées et insaturées. L'écart entre ces deux méthodes pouvant être attribué à des phénomènes locaux et quantifiables au front de fluide. La caractérisation de la perméabilité a été réalisée en conditions saturée car, à terme, l'objectif est de pouvoir dissocier l'ensemble des phénomènes agissant sur le procédé. Afin de traiter numériquement les phénomènes instationnaires, y compris à l'interface, le chapitre suivant aborde la représentation et la gestion des interfaces du modèle.

4

Gestion des interfaces et du couplage Stokes-Darcy

Sommaire

- 4.1 Capture d'interface par méthode Level-Set
- 4.2 Couplage et prise en compte des interfaces dans l'écoulement
- 4.3 Cas tests de validation
- 4.4 Conclusion

Introduction

Ce chapitre aborde les notions de gestion d'interface et de couplages nécessaires à la simulation de l'écoulement fluide. Dans un premier temps, sera présentée la méthode Level-Set utilisée pour représenter à la fois l'interface entre le drainant et la préforme, et le front de fluide. Dans un second temps, l'approche monolithique utilisée pour coupler les modèles de Stokes et de Darcy sera présentée. Cette notion a été évoquée dans le chapitre précédent pour justifier le choix de la méthode de stabilisation de chacun des problèmes de mécanique des fluides. Cette approche constitue une des particularités des outils de simulation utilisés. Ces outils seront ensuite appliqués à des cas tests spécifique permettant de valider les développements réalisés.

4.1 Capture d'interface par méthode Level-Set

Un des enjeux des problèmes d'écoulements instationnaires concerne la description et le suivi des interfaces mobiles. On distingue alors les méthodes de suivi de front ou de capture de front. Les méthodes de suivi de front reposent sur l'utilisation de marqueurs qui servent à localiser explicitement le front mobile (méthodes VOF pour Volume Of Fluide [139], méthode de suivi de particules [140]), ce sont donc des approches lagrangiennes. Les méthodes de capture de front reposent sur une définition implicite de l'interface. Cette définition étant généralement réalisée par un champ scalaire caractérisant la distance à l'interface. Dans cette étude, une méthode de capture d'interface par Level-Set [141] est utilisée. Elle a été choisie pour les avantages qu'elle propose, telle que la gestion naturelle des phénomènes de fusion ou de séparation des interfaces [30]. Elle permet également un accès aisé à certaines propriétés géométriques de l'interface telles que sa normale ou sa courbure.

La méthode Level-Set consiste à caractériser l'interface Γ , en un point $x \in \mathbb{R}^{dim}$, par une ligne de niveau d'une fonction régulière $\phi(x, t)$. Cette fonction est choisie comme

étant la distance signée à l'interface (*i.e.* elle est positive d'un coté de l'interface et négative de l'autre) et l'interface est définie par $\Gamma(t) = \{x : \phi(x, t) = 0\}$ [141]. En un point de l'espace, cet outil définit donc la distance la plus courte à la frontière qu'il caractérise. L'accès aux propriétés géométrique de l'interface est alors direct. La normale à l'interface est définie par :

$$\mathbf{n} = \frac{\nabla\phi}{\|\nabla\phi\|} \quad (4.1)$$

ou encore la courbure κ de la frontière peut-être calculée en utilisant la formule :

$$\kappa = \operatorname{div}\mathbf{n} \quad (4.2)$$

4.1.1 Transport de la fonction Level-Set

Pour faire évoluer une frontière mobile, la fonction $\phi(x, t)$ est transportée par une vitesse \mathbf{v} , issue du problème physique modélisé. La fonction ϕ est transportée à partir la résolution de l'équation de transport définie par :

$$\frac{\partial\phi}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla\phi = h \quad (4.3)$$

avec h un terme source ou puits valant 0 dans le cas d'une convection pure. Pour résoudre cette équation, un domaine fini $\Omega_\phi \in \mathbb{R}^{\dim}$ est défini ainsi que sa frontière $\partial\Omega_\phi$. Pour obtenir un problème bien posé, il est nécessaire d'y ajouter une condition initiale et une condition sur le bord telles que :

$$\begin{cases} \frac{\partial\phi}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla\phi = h & \forall (x, t) \in \Omega_\phi \times [0, T] \\ \phi(x, t = 0) = \phi_0(x) & \forall x \in \Omega_\phi \\ \phi(x, t) = g(x, t) & \forall x \in \partial\Omega_\phi^-, \forall t \in [0, T] \end{cases} \quad (4.4)$$

où $\partial\Omega_\phi^- = \{x \in \partial\Omega_\phi | \mathbf{v} \cdot \mathbf{n} < 0\}$ et correspond à la frontière de flux rentrant. La fonction $g(x, t)$ correspond à la condition aux limites à imposer sur $\partial\Omega_\phi^-$, elle est définie comme la valeur au bord à l'instant précédent :

$$g(x, t) = \phi(x, t - \Delta t) \quad (4.5)$$

Schéma numérique pour la résolution de l'équation de transport

Les espaces fonctionnels \mathcal{V}^s et \mathcal{V}^0 sont utilisés pour établir la formulation faible de l'équation 4.4. Ils sont définis par :

$$\begin{aligned} \mathcal{V}^s &= \{q \in \mathcal{H}^1(\Omega) | q = g \text{ sur } \partial\Omega^-\} \\ \mathcal{V}^0 &= \{q \in \mathcal{H}^1(\Omega) | q = 0 \text{ sur } \partial\Omega^-\} \end{aligned} \quad (4.6)$$

La formulation faible est obtenue en multipliant l'équation 4.3 par une fonction test $\phi^* \in \mathcal{V}^0$, puis en l'intégrant sur le domaine. On recherche alors la solution $\phi \in \mathcal{V}^s$ telle que :

$$\left\langle \frac{\partial\phi}{\partial t}, \phi^* \right\rangle_{\Omega_\phi} + \left\langle \mathbf{v}, \nabla\phi \phi^* \right\rangle_{\Omega_\phi} = \left\langle h, \phi^* \right\rangle_{\Omega_\phi}, \quad \forall \phi^* \in \mathcal{V}^0 \quad (4.7)$$

Pour résoudre ce problème par éléments finis, le domaine d'étude Ω_ϕ est discrétisé sous la forme d'un maillage non structuré appelé $\Omega_{\phi,h}$. L'approximation ϕ_h de la fonction inconnue ϕ est ainsi recherchée sur les espaces discrets \mathcal{V}_h^g et \mathcal{V}_h^0 . Ces espaces sont construits de façon à approcher les espaces \mathcal{V}^g et \mathcal{V}^0 . L'équation 4.7 devient alors :

$$\left\langle \frac{\partial \phi_h}{\partial t}, \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + \left\langle \mathbf{v}, \nabla \phi_h \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} = \left\langle h, \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_\phi}, \quad \forall \phi_h^* \in \mathcal{V}_h^0 \quad (4.8)$$

Discrétisation temporelle

La discrétisation temporelle est réalisée sur l'intervalle de temps $[0; T]$ en le décomposant en N intervalles non nécessairement réguliers. L'enjeu consiste à définir un schéma numérique stable pour l'opérateur $\frac{\partial \phi_h}{\partial t}$. Dans le cadre des travaux réalisés par G. Pacquaut [30] puis L. Abou Orm [57], le schéma utilisé est une méthode-thêta (ou " θ -method") qui correspond à un schéma d'ordre 1 généralisé. Appliqué à une fonction $f(t)$, ce schéma s'écrit :

$$\frac{\partial f(t)}{\partial t} + f(t) = 0 \iff \frac{f(t_{n+1}) - f(t_n)}{\Delta t} + \theta f(t_{n+1}) + (1 - \theta)f(t_n) = 0 \quad (4.9)$$

Ainsi, si $\theta = 0$ le schéma est explicite, si $\theta = 1$ le schéma est implicite, ou encore si $\theta = 0,5$ alors c'est un schéma de Crank-Nicholson. Avec cette notation, l'équation 4.8 s'écrit alors :

$$\frac{1}{\Delta t} \left\langle \phi_h(t_{n+1}), \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + \theta \left\langle \mathbf{v}, \nabla \phi_h(t_{n+1}) \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} = \frac{1}{\Delta t} \left\langle \phi_h(t_n), \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + (\theta - 1) \left\langle \mathbf{v}, \nabla \phi_h(t_n) \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + \left\langle h, \phi_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}}, \quad \forall \phi_h^* \in \mathcal{V}_h^0 \quad (4.10)$$

Ce schéma de discrétisation est inconditionnellement stable quel que soit $\theta \in [0, 5; 1]$.

Stabilisation de la formulation

Les méthodes de Galerkin standard n'étant pas stables pour des problèmes hyperboliques, il est nécessaire d'adopter une méthode pour stabiliser la formulation. La méthode utilisée correspond à la méthode SUPG [142] (Streamline Upwind Petrov-Galerkin). Cette méthode de stabilisation consiste à ajouter de la diffusion suivant la direction de la vitesse de convection \mathbf{v} (effet « upwind »). Une nouvelle fonction test $\tilde{\phi}_h^*$ est ainsi introduite, appartenant à l'espace $\tilde{\mathcal{V}}_h^0$, de même dimension que l'espace \mathcal{V}_h^0 . La méthode de stabilisation est établie en définissant $\tilde{\phi}_h \in \tilde{\mathcal{V}}_h^0$ par :

$$\tilde{\phi}_h^* = \phi_h^* + \tau_k \mathbf{v} \cdot \nabla \phi_h^* \quad (4.11)$$

avec $\tau_k = \frac{1}{2} \frac{h_e}{\|\mathbf{v}_e\|}$, $\|\mathbf{v}_e\|$ désigne ici la vitesse moyenne sur l'élément e et h_e sa taille de maille. La formulation 4.10 stabilisée s'écrit alors :

$$\frac{1}{\Delta t} \left\langle \phi_h(t_{n+1}), \tilde{\phi}_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + \theta \left\langle \mathbf{v}, \nabla \phi_h(t_{n+1}) \tilde{\phi}_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} = \frac{1}{\Delta t} \left\langle \phi_h(t_n), \tilde{\phi}_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + (\theta - 1) \left\langle \mathbf{v}, \nabla \phi_h(t_n) \tilde{\phi}_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}} + \left\langle h, \tilde{\phi}_h^* \right\rangle_{\Omega_{\phi,h}}, \quad \forall \tilde{\phi}_h^* \in \tilde{\mathcal{V}}_h^0 \quad (4.12)$$

Mise en place d'une Level-Set filtrée

L'un des inconvénients des méthodes Level-Set concerne le temps nécessaire à leur traitement sur un domaine complet (notamment lié à sa réinitialisation présentée à la section 4.1.2), tandis que les informations utiles sont confinées dans une bande étroite autour de l'interface. Afin de s'affranchir des problèmes numériques pouvant apparaître loin de

l'interface, il est possible d'utiliser une Level-Set filtrée [143]. Le principe est d'utiliser un filtre permettant de conserver les propriétés de la Level-Set proche de l'interface (notamment sa propriété de fonction distance signée avec $\|\nabla\phi\| = 1$), et de faire tendre la fonction distance vers une valeur constante loin de l'interface.

Afin d'avoir une évolution continue de la fonction Level-set et de sa dérivée, le filtre utilisé dans cette étude est un « filtre tangente hyperbolique ». Le filtre est appliqué en définissant une nouvelle fonction distance notée $\check{\phi}$ définie par :

$$\check{\phi} = \check{\epsilon} \tanh\frac{\phi}{\check{\epsilon}} \quad (4.13)$$

avec $\check{\epsilon}$ un paramètre relatif à la largeur de bande de l'interface. Cette transformation n'entraîne aucune modification dans le transport du champ présenté précédemment.

4.1.2 Réinitialisation de la fonction Level-set

En pratique, la résolution de l'équation de convection de la Level-Set (équation 4.3) n'assure pas la conservation de la propriété $\|\nabla\phi\| = 1$ d'une fonction distance signée. Par conséquent, la fonction $\phi(x, t)$ peut présenter localement de forts gradients. Un écart à la propriété $\|\nabla\phi\| = 1$ peut entraîner des problèmes numériques (dégénérescence de l'interface), mais peut également troubler la résolution des autres problèmes se servant de cette propriété (lois de mélange des propriétés par exemple).

Principe de la réinitialisation

Pour retrouver la propriété $\|\nabla\phi\| = 1$, une étape de réinitialisation de la Level-Set est utilisée. Sur un maillage non-régulier, la réinitialisation est généralement associée à la résolution de l'équation d'Hamilton-Jacobi [30, 143, 144]. Néanmoins, de nouvelles méthodes optimisées apparaissent actuellement telle que la réinitialisation directe [145]. Sur la base d'une Level-Set existante, le principe de la réinitialisation directe consiste à reconstruire une nouvelle fonction distance, par une recherche de la distance la plus faible à l'interface. La problématique associée à cette réinitialisation réside dans l'optimisation de l'algorithme de recherche pour être compétitive en temps de traitement.

Dans cette étude, la réinitialisation s'appuie sur la résolution de l'équation d'Hamilton Jacobi [30, 146] sur des pas de temps fictifs τ . Cette équation est définie par :

$$\begin{cases} \frac{\partial\phi}{\partial\tau} + \text{sgn}(\phi_{t,0})(\|\nabla\phi\| - 1) = 0 \\ \phi(x, \tau = 0) = \phi(x, t) \end{cases} \quad (4.14)$$

où $\phi_{t,0}$ correspond à la valeur de ϕ au temps de calcul t , avant le calcul de réinitialisation ($\tau=0$) et qui s'écrirait alors $\phi(x, t, \tau(t) = 0)$. Par définition, la fonction signe notée $\text{sgn}(\alpha)$ est définie par :

$$\text{sgn}(\alpha) = \begin{cases} 1 & \text{si } \alpha > 0 \\ -1 & \text{si } \alpha < 0 \\ 0 & \text{si } \alpha = 0 \end{cases} \quad (4.15)$$

Pour une résolution numérique, le choix d'une fonction signe continue est préférable.

Deux fonctions continues sont proposées par Osher *et al.* [147] et sont définies comme suit par :

$$sgn_1(\alpha) = \frac{\alpha}{\sqrt{\alpha^2 + h_k^2}} \quad (4.16)$$

$$sgn_2(\alpha) = \frac{\alpha}{\sqrt{\alpha^2 + \|\nabla\alpha\|^2 h_k^2}} \quad (4.17)$$

La fonction $sgn_2(\alpha)$ permet de réduire la vitesse de réinitialisation si le gradient est important, elle permet en théorie d'avoir une meilleure conservation de l'iso-valeur 0 [148].

Pour la résolution, l'équation 4.14 peut être écrite sous la forme d'une équation classique de transport :

$$\frac{\partial\phi_{t,\tau}}{\partial\tau} + \mathbf{v}_{\mathbf{r},t,\tau} \cdot \nabla\phi_{t,\tau} = sgn(\phi_{t,0}) \quad (4.18)$$

avec $h \neq 0$ et où $\mathbf{v}_{\mathbf{r}}$ représente la vitesse de réinitialisation. Elle est définie au temps réel t et au pas de temps fictif de réinitialisation τ , par :

$$\mathbf{v}_{\mathbf{r},t,\tau} = sgn(\phi_{t,0}) \frac{\nabla\phi_{t,\tau}}{\|\nabla\phi_{t,\tau}\|} \quad (4.19)$$

et la résolution de l'équation 4.18 par éléments finis est réalisée via la formulation proposée à l'équation 4.12.

Cette réinitialisation est résolue sur une base de temps fictive $[0;N_\tau\tau]$ avec N_τ permettant d'atteindre l'état stable $\|\nabla\phi\| = 1$. En pratique, pour des raisons de temps de calcul, un maximum de 5 pas de temps de calcul est réalisé ce qui permet de retrouver la propriété de distance signée proche de l'interface. En utilisant une Level-Set filtrée, ce nombre réduit de pas de temps est généralement suffisant pour réinitialiser la bande définie par le paramètre $\check{\epsilon}$ et rend ainsi le schéma plus stable.

Modifications induites par l'utilisation d'une Level-Set filtrée

En réalisant le changement de variable associé au filtre (équation 4.13), l'étape de convection reste inchangée. Toutefois, une modification doit être apportée à l'étape de réinitialisation car la propriété $\|\nabla\phi\| = 1$ n'est plus à atteindre sur tout le domaine. En utilisant le filtre tangente hyperbolique, la dérivée de la fonction est définie par $\frac{\partial\check{\phi}(\phi)}{\partial\phi} = \left(1 - \tanh^2\left(\frac{\phi}{\check{\epsilon}}\right)\right)$, et ainsi le gradient de $\check{\phi}$ s'écrit :

$$\nabla\check{\phi} = \left(1 - \tanh^2\left(\frac{\phi}{\check{\epsilon}}\right)\right) \nabla\phi = \left(1 - \left(\frac{\check{\phi}}{\check{\epsilon}}\right)^2\right) \nabla\phi \quad (4.20)$$

Pour un filtre tangente hyperbolique, la condition à atteindre s'écrit donc $\|\nabla\check{\phi}\| = 1 - \left(\frac{\check{\phi}}{\check{\epsilon}}\right)^2$ et l'équation de réinitialisation (équation 4.14) devient :

$$\begin{aligned} \frac{\partial\check{\phi}}{\partial\tau} + \text{sgn}(\check{\phi}_{t,0}) \left(\|\nabla\check{\phi}\| - \left| 1 - \left(\frac{\check{\phi}}{\check{\epsilon}}\right)^2 \right| \right) &= 0 \\ \check{\phi}(x, \tau = 0) &= \check{\phi}(x, t) \end{aligned} \quad (4.21)$$

et qui peut alors s'écrire sous la forme d'une équation de transport :

$$\frac{\partial\check{\phi}_{t,\tau}}{\partial\tau} + \mathbf{v}_{\mathbf{r},t,\tau} \cdot \nabla\check{\phi}_{t,\tau} = \text{sgn}(\check{\phi}_{t,0}) \left(1 - \left(\frac{\check{\phi}}{\check{\epsilon}}\right)^2 \right) \quad (4.22)$$

Enfin, la dernière modification concerne la vitesse de réinitialisation $\mathbf{v}_{\mathbf{r}}$ (définie à l'équation 4.19). En effet, l'utilisation d'un filtre tangente hyperbolique fait tendre la valeur du champ vers une constante ($\check{\phi}_{t,\tau} \rightarrow \text{constante}$). Par conséquent, $\nabla\check{\phi}_{t,\tau} \rightarrow 0$ et entraîne une divergence de $\mathbf{v}_{\mathbf{r}}$ se concrétisant par des instabilités numériques. Afin de résoudre ce problème, une solution consiste à utiliser une vitesse de réinitialisation corrigée ($\check{\mathbf{v}}_{\mathbf{r},t,\tau}$) définie par :

$$\check{\mathbf{v}}_{\mathbf{r},t,\tau} = \text{sgn}(\check{\phi}_{t,0}) \frac{\nabla\check{\phi}_{t,\tau}}{\left(\|\nabla\check{\phi}_{t,\tau}\| + \epsilon_r \right)} \quad (4.23)$$

avec ϵ_r un paramètre défini positif et fixé à 10^{-15} dans ces travaux.

4.1.3 Définition d'un pas de temps automatique pour la convection

Au cours du procédé, les vitesses du front de fluide et donc les temps caractéristiques de remplissage sont très variables. Dans le cas de l'infusion d'une plaque, le temps caractéristique de remplissage du drainant inférieur est de quelques secondes alors que la résine parcourt plusieurs dizaines de centimètres (remplissage dans le plan). Au contraire, le temps caractéristique d'infusion de la préforme est de plusieurs minutes, temps pendant lequel la résine parcourt seulement quelques millimètres. Lors de la simulation, les vitesses du front de fluide ne sont pas connues à l'avance (dépendantes de la géométrie, des matériaux, de la stratégie d'infusion...). Par conséquent il est difficile de prédéfinir les pas de temps optimaux pour rendre compte de l'ensemble des écoulements lors de l'infusion d'une pièce mais également pour optimiser les temps de calcul. La mise en place d'un pas de temps automatique est alors nécessaire afin d'adapter la résolution du calcul et donc le déplacement de la fonction Level-Set représentant le front de fluide aux différentes étapes du procédé.

La définition du pas de temps automatique a été réalisée afin de limiter le déplacement de l'interface dans la zone d'intérêt (la préforme) et diminuer le nombre de pas de temps pendant la phase de remplissage du drainant. Le calcul du pas de temps automatique est basé sur la vitesse et le déplacement maximum de la fonction Level-Set entre deux instants successifs. Pour ce faire, deux critères $L_d(t)$ et $L_s(t)$ correspondant aux distances de déplacement maximales autorisées dans les domaines respectifs de Darcy et de Stokes sont définies. Sont également recherchées les vitesses maximales de l'interface dans chacun des domaines et sont notées \mathbf{v}_{md} et \mathbf{v}_{ms} . Et donc, le pas de temps de calcul est alors

défini par :

$$\Delta t = \min\left(\frac{L_d(t)}{\mathbf{v}_{md}}, \frac{L_s(t)}{\mathbf{v}_{ms}}\right) \quad (4.24)$$

À cela, deux critères ont également été définis pour borner le pas de temps $\Delta t \in [\Delta t_{min}; \Delta t_{max}]$. Enfin un dernier paramètre λ (fixé à 1,5) limite l'évolution du pas de temps entre deux convections successives $\Delta t \in [\frac{\Delta t_{-1}}{\lambda}; \lambda \Delta t_{-1}]$ où Δt_{-1} représente le pas de temps calculé à l'incrément précédent.

4.2 Couplage et prise en compte des interfaces dans l'écoulement

Une fois équipé d'une méthode de capture d'interface (section 4.1) et d'outils numériques stables pour représenter les écoulements dans le drainant et les préformes (section 3.2), il est nécessaire d'aborder la gestion du couplage entre les deux problèmes de mécanique des fluides (Stokes et Darcy). Sera traité dans un premier temps le couplage entre les modèles de Stokes et de Darcy pour s'intéresser ensuite à la gestion des interfaces et notamment l'intégration des termes à l'interface sur un maillage non-conforme (*i.e.* un maillage où les domaines ne sont pas définis exactement par les éléments du maillage).

4.2.1 Définition du problème couplé Stokes-Darcy

Afin de coupler les problèmes de Stokes et de Darcy, deux stratégies peuvent être envisagées et sont communément appelées stratégie découplée et unifiée. La stratégie découplée consiste à résoudre séparément les deux problèmes éléments finis, et d'assurer le couplage entre les modèles par un processus itératif [31, 149–151]. Dans une approche unifiée également appelée monolithique, on résout de manière simultanée les deux sous problèmes ce qui permet d'introduire naturellement un couplage fort. Cette stratégie repose sur la résolution simultanée des deux problèmes sur les mêmes espaces d'approximation éléments finis. Il faut alors s'assurer que les espaces de définition des sous problèmes soient compatibles [30, 57]. La condition de compatibilité entre les espaces d'approximation étant vérifiée pour le couple Stokes-Darcy stabilisé par la méthode ASGS [57, 112], c'est cette approche qui est considérée et présentée dans ces travaux. Cette section traitera ainsi des conditions aux limites à satisfaire entre les domaines et de la définition de la formulation monolithique du problème couplé Stokes-Darcy.

Conditions aux limites entre les problèmes de Stokes et de Darcy

Quelle que soit la stratégie de couplage utilisée, il est nécessaire de satisfaire des conditions pour coupler deux modèles. Pour les problèmes de mécanique des fluides, les conditions aux limites à satisfaire concernent la conservation de la contrainte et la conservation de la masse. Cette dernière se réduit à la conservation de la vitesse normale pour un fluide incompressible. En notant \mathbf{n}_s et \mathbf{n}_d les normales extérieures aux problèmes de Stokes et de Darcy et $\Gamma_{s/d}$ l'interface entre ces domaines (figure 4.1), les conditions de compatibilité à satisfaire sur l'interface s'écrivent :

$$\begin{aligned} \mathbf{v}_s \cdot \mathbf{n}_s + \mathbf{v}_d \cdot \mathbf{n}_d &= 0 \\ \mathbf{n}_s \boldsymbol{\sigma}_s + \mathbf{n}_d \boldsymbol{\sigma}_d &= 0 \end{aligned} \Bigg|_{\Gamma_{s/d}} \quad (4.25)$$

En remarquant que $\mathbf{n} = \mathbf{n}_s = -\mathbf{n}_d$ sur $\Gamma_{s/d}$ (figure 4.1), ces conditions se réécrivent :

$$\left. \begin{aligned} \mathbf{v}_s \cdot \mathbf{n} &= \mathbf{v}_d \cdot \mathbf{n} \\ \mathbf{n} \boldsymbol{\sigma}_s &= \mathbf{n} \boldsymbol{\sigma}_d \end{aligned} \right|_{\Gamma_{s/d}} \quad (4.26)$$

En remplaçant la contrainte $\boldsymbol{\sigma}$ par sa définition (fonction de la vitesse de déplacement et de la pression définie à l'équation 3.2) et en considérant que la contrainte observée dans le milieu poreux est uniquement associée à la pression fluide (*i.e.* $\boldsymbol{\sigma}_d = -p_d \mathbf{I}$ [152]), alors la conservation de la contrainte à l'interface Stokes-Darcy s'écrit :

$$2\eta \mathbf{n} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v}_s) - p_s \mathbf{n} = -p_d \mathbf{n} \quad \text{sur } \Gamma_{s/d} \quad (4.27)$$

La contrainte normale entre le domaine de Stokes et de Darcy étant continue, cette condi-

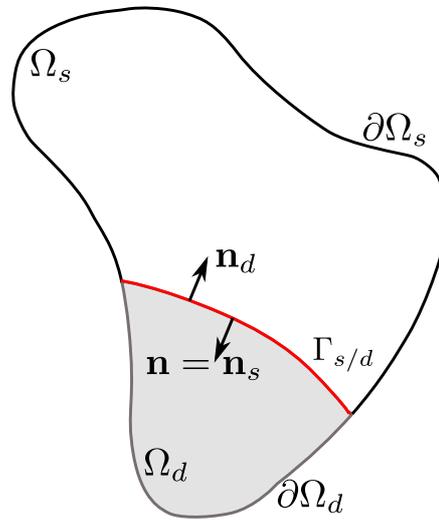


Figure 4.1: Définition du domaine de calcul pour le couplage Stokes-Darcy.

tion définit un glissement total à l'interface. Or, les observations réalisées par Beaver Joseph et Saffman [153] montrent que le cisaillement à l'interface n'est pas forcément nul, du fait de la présence d'une couche limite dans le domaine poreux (Figure 4.2). Comme le milieu poreux est décrit par le modèle de Darcy (et ne modélise pas ce phénomène), il a été proposé d'imposer une contrainte de cisaillement non nulle à l'interface permettant de maîtriser la vitesse tangentielle [153]. Le cisaillement, et donc le gradient de vitesse, est imposé dans la direction de la vitesse tangentielle à l'interface. Il est défini par [153] :

$$2\eta \mathbf{n} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}(\mathbf{v}_s) \cdot \boldsymbol{\tau} = \frac{\alpha_{bjs} \eta}{\sqrt{\mathbf{K} \cdot \boldsymbol{\tau}}} ((\mathbf{v}_s - \mathbf{v}_d) \cdot \boldsymbol{\tau}) \quad (4.28)$$

où $\boldsymbol{\tau}$ représente la direction de la vitesse tangentielle à l'interface (en notant \mathbf{v}_τ la composante tangentielle de la vitesse et définie par $\mathbf{v}_\tau = \mathbf{v} - \mathbf{v} \cdot \mathbf{n}$ alors la direction $\boldsymbol{\tau}$ est définie par $\boldsymbol{\tau} = \frac{\mathbf{v}_\tau}{\|\mathbf{v}_\tau\|}$). Enfin, contrairement à la définition donnée par ces auteurs dans un cadre isotrope, c'est la perméabilité dans la direction \mathbf{v}_τ , définie par $\mathbf{K} \cdot \boldsymbol{\tau}$, qui doit être considérée. Le paramètre α_{bjs} est un nombre sans dimension pouvant être associé à un coefficient de glissement à l'interface. Enfin, Saffman [154] a montré que la vitesse de Darcy étant faible, elle peut être négligée devant la vitesse de Stokes. La condition de l'équation 4.28

devient alors [154, 155]

$$2\eta \mathbf{n}\dot{\epsilon}(\mathbf{v}_s) \cdot \boldsymbol{\tau} = \frac{\alpha_{bjs} \eta}{\sqrt{\mathbf{K} \cdot \boldsymbol{\tau}}} (\mathbf{v}_s \cdot \boldsymbol{\tau}) \quad (4.29)$$

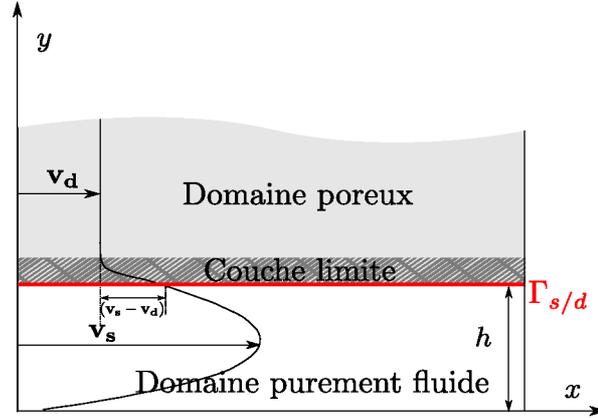


Figure 4.2: Profil de vitesse d'un écoulement tangentiel à l'interface entre un milieu purement fluide et un milieu poreux.

Approche monolithique pour résoudre le problème Stokes-Darcy

Afin de définir l'interface $\Gamma_{s/d}$ dans les modèles de Stokes et de Darcy, les frontières respectives Γ_s et Γ_d des modèles sont décomposées en $\Gamma_i = \Gamma_{i,N} \cup \Gamma_{i,D} \cup \Gamma_{s/d}$ avec $\Gamma_{i,N} \cap \Gamma_{i,D} \cap \Gamma_{s/d} = \emptyset$ ($i=s,d$). Cette nouvelle décomposition introduit une modification des formulations respectives des problèmes de Darcy (équation 3.30) et de Stokes (équation 3.36) qui s'écrivent alors [57] :

$$\begin{aligned} B_{d,stable}([\mathbf{v}_{hd}, p_{hd}], [\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) &= L_{d,stable}([\mathbf{w}_{hd}, q_{hd}]) + \langle -p_{ext,d} \mathbf{n}_d, \mathbf{w}_{hd} \rangle_{\Gamma_{s/d}} \\ B_{s,stable}([\mathbf{v}_{hs}, p_{hs}], [\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) &= L_{s,stable}([\mathbf{w}_{hs}, q_{hs}]) + \langle -\mathbf{n}_s \boldsymbol{\sigma}_{ext,s}, \mathbf{w}_{hs} \rangle_{\Gamma_{s/d}} \end{aligned} \quad (4.30)$$

La formulation faible monolithique du problème couplé Stokes-Darcy est obtenue en sommant les formulations variationnelles stabilisées de chacun des problèmes. La séparation des domaines de définition de chaque modèle est réalisée en introduisant une fonction Heaviside H_s qui vaut 1 dans le domaine de Stokes et 0 dans le domaine de Darcy. Son complément, H_d , prend la valeur de 1 dans le domaine de Darcy et 0 dans le domaine de Stokes. Dans une approche monolithique, les mêmes fonctions test sont utilisées pour approcher respectivement les champs de pression et de vitesse sur l'ensemble du domaine (*i.e.* $\mathbf{w}_h = \mathbf{w}_{hs} = \mathbf{w}_{hd}$ et $q_h = q_{hs} = q_{hd}$). La formulation monolithique du problème couplé s'écrit alors :

$$\begin{aligned} &H_d B_{d,stable}([\mathbf{v}_h, p_h], [\mathbf{w}_h, q_h]) + H_s B_{s,stable}([\mathbf{v}_h, p_h], [\mathbf{w}_h, q_h]) \\ &= H_d L_{d,stable}([\mathbf{w}_h, q_h]) + H_s L_{s,stable}([\mathbf{w}_h, q_h]) \\ &+ \langle -p_{ext,d} \cdot \mathbf{n}_d, \mathbf{w}_h \rangle_{\Gamma_{s/d}} + \langle -\mathbf{n}_s \cdot \boldsymbol{\sigma}_{ext,s}, \mathbf{w}_h \rangle_{\Gamma_{s/d}} \end{aligned} \quad (4.31)$$

La condition de couplage en vitesse étant naturellement réalisée par la continuité de la solution, le terme $\langle -p_{ext,d} \cdot \mathbf{n}_d, \mathbf{w}_h \rangle_{\Gamma_{s/d}} + \langle -\mathbf{n}_s \cdot \boldsymbol{\sigma}_{ext,s}, \mathbf{w}_h \rangle_{\Gamma_{s/d}}$ correspond à la condition

aux limites en contrainte. En définissant $\mathbf{n} = \mathbf{n}_d = -\mathbf{n}_s$ et en appliquant la contrainte tangentielle définie à l'équation 4.29, la formulation monolithique s'écrit finalement [57] :

$$H_d B_{d,stable}([\mathbf{v}_h, p_h], [\mathbf{w}_h, q_h]) + H_s B_{s,stable}([\mathbf{v}_h, p_h], [\mathbf{w}_h, q_h]) = H_d L_{d,stable}([\mathbf{w}_h, q_h]) + H_s L_{s,stable}([\mathbf{w}_h, q_h]) + \left\langle \frac{\alpha_{bjs}\eta}{\sqrt{\mathbf{K} \cdot \boldsymbol{\tau}}}(\mathbf{v}_h \cdot \boldsymbol{\tau}), \mathbf{w}_h \right\rangle_{\Gamma_{s/d}} \quad (4.32)$$

où les paramètres de stabilisation des sous-problèmes respectifs de Stokes et de Darcy n'ont pas été modifiés.

Enfin, pour traiter des problèmes instationnaires, un front de fluide doit être défini. De même que pour définir l'interface Stokes-Darcy, une nouvelle fonction Heaviside H_f est introduite pour traduire une évolution des propriétés du fluide. Ainsi, entre un fluide 1 de viscosité η_1 et un fluide 2 de viscosité η_2 une propriété rhéologique équivalente est définie par :

$$\eta = H_f \eta_1 + (1 - H_f) \eta_2 \quad (4.33)$$

4.2.2 Intégration des interfaces dans un cadre Level-Set

L'évolution des propriétés fluides et la séparation des domaines ont été réalisées en introduisant des fonctions Heaviside. Des Level-Set étant utilisées pour suivre les interfaces, alors les interfaces ne sont pas définies exactement par le maillage. Par conséquent, les évolutions rapides associées aux fonctions Heaviside ne peuvent pas être captées par le maillage. Sans traitement spécifique, ce phénomène introduirait des erreurs numériques et potentiellement des instabilités de calcul.

Pour contourner ce problème, deux solutions peuvent être envisagées. La première appelée approche continue, consiste à linéariser les fonctions de Heaviside de manière à supprimer les discontinuités en faisant évoluer les propriétés régulièrement sur plusieurs éléments du maillage. La seconde consiste à traiter de manière exacte les discontinuités, soit par remaillage, soit par un enrichissement des éléments traversés par l'interface. Cette dernière, appelée approche SLR (Surface Local Reconstruction [144]) consiste à modifier les règles d'intégration des éléments traversés par l'interface, afin d'intégrer exactement chacune des composantes de chaque coté de l'interface (sans modification du maillage initial).

Les méthodes de remaillage étant relativement coûteuses en temps de calcul, le choix s'est orienté sur les méthodes continues et par reconstruction. L'avantage d'une approche continue est d'être relativement simple à mettre en œuvre mais sans remaillage entraîne des interfaces « épaisses » (par la nécessité de faire évoluer les propriétés sur plusieurs éléments). Au contraire, les méthodes SLR sont plus compliquées à mettre en œuvre mais présentent l'avantage de définir exactement les interfaces du modèle. Ces méthodes sont notamment utilisées dans les méthodes éléments finis enrichis (E-FEM) [156–160] ou méthodes éléments finis étendus (X-FEM) pour capter les discontinuités [161].

Intégration des interfaces par approche continue

Le principe des approches continues repose sur une régularisation des fonctions de Heaviside afin d'être captées par le maillage. De manière générale, les fonctions de Hea-

viside sont alors approchées par:

$$\int_{\Omega} H(\phi) d\Omega \approx \int_{\Omega} H(\phi, \epsilon_H) d\Omega \quad (4.34)$$

où $H(\phi)$ correspond à la fonction de Heaviside discontinue définissant l'interface de la Level-Set ϕ . $H(\phi, \epsilon)$ correspond alors à une fonction régularisée telle que $H(\phi, \epsilon) \xrightarrow{\epsilon \rightarrow 0} H(\phi)$. En notant Γ_{ϕ} l'interface définie par la fonction Level-Set ϕ il est alors également possible d'approximer une intégration sur l'interface. :

$$\int_{\Gamma_{\phi}} 1 d\Gamma_{\phi} \approx \int_{\Omega} \frac{\partial H(\phi, \epsilon_H)}{\partial \phi} d\Omega \quad (4.35)$$

Sous réserve que $\int_{\epsilon_H} \frac{\partial H(\phi, \epsilon_H)}{\partial \phi} d\epsilon_H = 1 \forall \phi$, cette méthode permet alors de transformer une intégrale de surface en une intégrale de volume. Appelée méthode CSF (Continuum Stress Force) [162], cette méthode a été très largement étudiée et utilisée dans la littérature [30, 66, 67, 162]. Les performances de cette méthode dépendent fortement du choix de la fonction utilisée [144]. Selon les auteurs, plusieurs définitions peuvent être utilisées pour définir $H(\phi, \epsilon_H)$ et deux fonctions ont été retenues dans cette étude :

$$H_{lin}(\phi, \epsilon_H) = \begin{cases} 0 & si \phi < -\epsilon_H \\ \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\phi}{\epsilon_H} \right) & si -\epsilon_H < \phi < \epsilon_H \\ 1 & si \phi > \epsilon_H \end{cases} \quad (4.36)$$

$$H_{sin}(\phi, \epsilon_H) = \begin{cases} 0 & si \phi < -\epsilon_H \\ \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\phi}{\epsilon_H} + \frac{1}{\pi} \sin \frac{\pi \phi}{\epsilon_H} \right) & si -\epsilon_H < \phi < \epsilon_H \\ 1 & si \phi > \epsilon_H \end{cases}$$

H_{lin} définit une évolution linéaire sur une largeur de bande $\pm \epsilon_H$, et H_{sin} traduit une évolution sinusoïdale. Supprimant la singularité de la dérivée, cette dernière méthode est plus adaptée aux méthodes CSF [163]. Notons enfin qu'il est nécessaire d'introduire une largeur de bande suffisante pour représenter et intégrer les variations associées à la fonction régularisée.

Intégration par reconstruction locale

Le principe de la reconstruction locale est de sous-diviser les éléments traversés par une interface, afin de pouvoir intégrer exactement chacune des composantes de part et d'autre de cette limite. Cette reconstruction est uniquement réalisée sur les éléments traversés par une interface et ne modifie pas le maillage éléments finis initial. La reconstruction de l'interface consiste en une modification des règles d'intégration sur l'élément, le nombre de degrés de liberté du modèle reste également inchangé. La figure 4.3 représente le traitement réalisé sur un triangle, pour lequel l'élément initial (figure 4.3(a)) présentant 3 points d'intégration est alors décomposé en 3 sous triangles possédant 3 points d'intégration chacun (figure 4.3(b)). A cela, deux points d'intégration supplémentaires sont ajoutés sur l'interface ce qui permet de redéfinir la règle d'intégration de l'élément pour y intégrer également exactement les termes sur l'interface. Ce dernier point est particulièrement intéressant pour gérer des conditions d'interface tels que la condition de BJS ou d'autres phénomènes locaux comme une tension de surface ou une pression capillaire.

Cette méthode de reconstruction a été réalisée dans le cas de triangles (en 2D) et dans

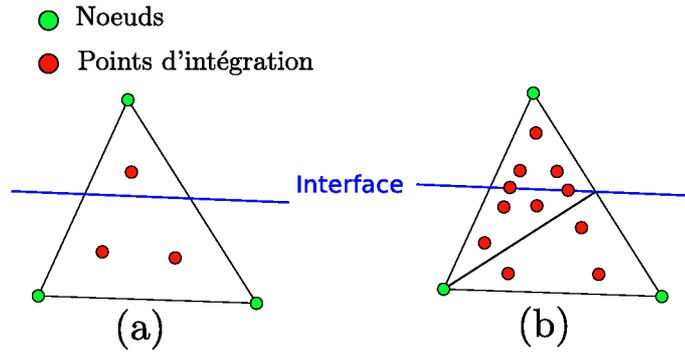


Figure 4.3: Enrichissement d'un élément traversé par une interface : position des points d'intégration avant enrichissement (a), position des points d'intégration après enrichissement (b).

le cas de tétraèdres (en 3D). La figure 4.4 représente l'ensemble des cas à considérer pour le découpage d'un triangle et d'un tétraèdre intersectés respectivement par une ligne et un plan. Dans un contexte tridimensionnel, on constate que le nombre de cas à considérer augmente sensiblement.

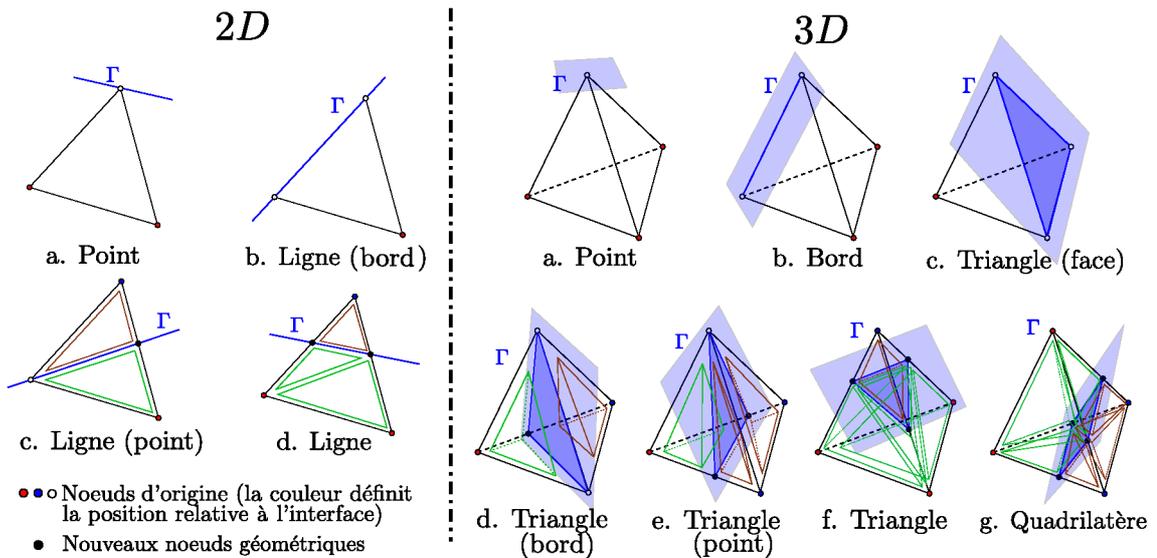


Figure 4.4: Représentation des différents cas à considérer pour découper un triangle et un tétraèdre traversés par une interface plane.

4.3 Cas tests de validation

Afin de valider les différents développements et évolutions opérés dans le modèle, plusieurs cas test ont été réalisés et seront présentés dans cette section. Premièrement, seront présentés des cas spécifiques associés aux validations du problème de Level-Set et à la problématique du découpage des éléments. Ensuite, un test du couplage Stokes-Darcy dans un cadre instationnaire orthotrope sera réalisé.

4.3.1 Cas tests de validation des Level-Set

L'implémentation des outils numériques présentés a été validé avec un essai de convection sévère sur une fonction Level-Set en forme de cercle. La fonction Level-Set est transportée avec un champ de vitesse analytique cisailant à divergence non nulle. Ce champ est défini par :

$$\begin{cases} v_x = -2 \sin^2(\pi x) \sin(\pi y) \cos(\pi y) \\ v_y = 2 \sin^2(\pi y) \sin(\pi x) \cos(\pi x) \end{cases} \quad (4.37)$$

et représenté sur la figure 4.5. La convection est réalisée dans le sens horaire pendant

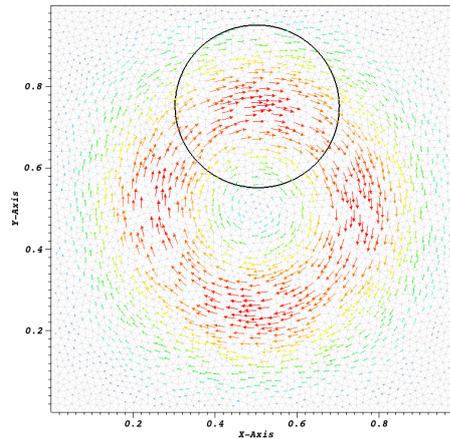


Figure 4.5: Représentation de l'iso-valeur 0 de la fonction Level-Set en début de calcul et du champ de vitesse cisailant.

1 unité de temps puis dans le sens inverse pendant un temps équivalent permettant de retrouver la forme initiale et ainsi d'évaluer les différentes dégradations associées aux calculs.

Paramètres	Valeurs
Taille de maille	0,02
Taille du maillage	50 × 50
Temps de la simulation	2
Nombre d'incrément de calcul	200
θ (méthode thêta)	0,5
N (nombre de pas de temps de réinitialisation après chaque incrément de convection)	3
τ (pas de temps de réinitialisation)	0,02
$\tilde{\epsilon}$ (paramètre associé au filtre de la fonction Level-Set)	0,2
Fonction $sgn(\phi)$	$\frac{\phi}{\sqrt{\phi^2 + \ \nabla\phi\ ^2 h_k^2}}$

Tableau 4.1: Paramètres utilisés pour le cas test de convection de la fonction Level-Set.

Calcul de convection avec ou sans réinitialisation

Pour valider les étapes de transport et de réinitialisations, deux cas de simulation ont été réalisés. Les calculs ont été menés avec les mêmes paramètres de simulation (définis dans le tableau 4.1) et respectivement sans et avec réinitialisation à chaque pas de temps de calcul (figures 4.6 et 4.7). Sur ces figures, le champ de couleur représente le gradient de la fonction Level-Set borné entre $[0,5;1,5]$ au temps $1s$ (lorsque le cercle initial est le plus déformé). Ainsi, une couleur verte montre que la propriété $\|\nabla\phi\| = 1$ est respectée proche de l'interface (figure 4.7), le rouge indique des dégradations (figure 4.6). L'iso-valeur 0 de la Level-Set est représentée respectivement en noir, vert et rouge aux temps 0, 1 et 2 s.

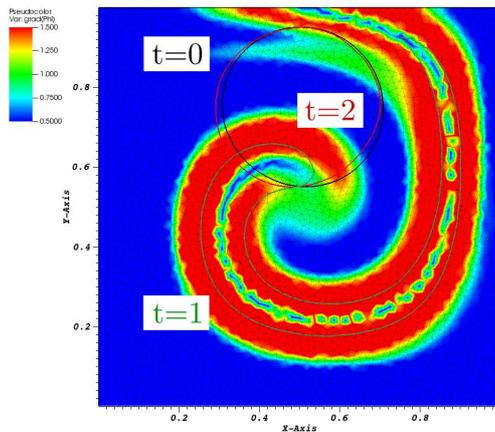


Figure 4.6: Convection sans réinitialisation.

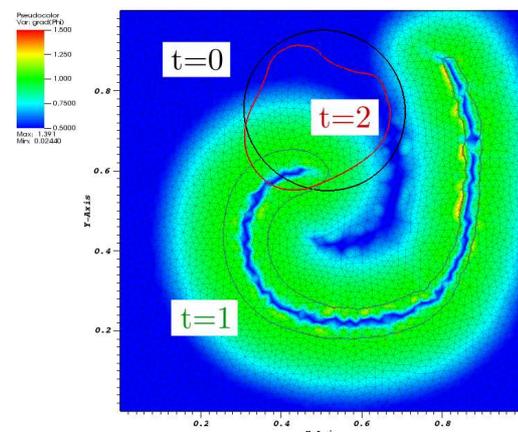


Figure 4.7: Convection avec réinitialisation.

Ces deux cas de calcul permettent d'apprécier l'exactitude de l'étape de convection et le bon fonctionnement de la réinitialisation. On observe notamment que sans réinitialisation et après les 200 pas de calcul (figure 4.6), l'interface a quasiment retrouvé sa forme circulaire initiale. Mais une forte dégradation de la norme de la fonction distance signée est observée autour de l'interface. En contre-partie, les étapes de réinitialisations permettent de conserver la norme de la fonction distance autour de l'interface, mais introduisent un cumul d'erreur plus important traduit ici par la non-circularité de l'interface au temps $t=2s$ (figure 4.7).

En conclusion, ces calculs montrent que la réinitialisation est indispensable mais doit être limitée à un faible nombre de pas de temps fictifs N . En pratique, N est souvent limité à un seul incrément de réinitialisation pour ne pas introduire une trop forte dégradation de l'interface. Certains auteurs proposent alors d'immerger la réinitialisation dans l'étape de convection [143].

Choix de la fonction signe utilisée

Les paramètres utilisés pour la simulation avec réinitialisation montrent l'utilisation de la seconde fonction signe présentée ($sgn_2(\phi)$ équation 4.16). Afin d'évaluer l'influence de cette fonction, le même calcul de convection-réinitialisation a été réalisé avec la fonction $sgn_1(\phi)$. La figure 4.8 montre en rouge et en orange la confrontation entre les formes finales obtenues et la forme circulaire initiale rappelée en noir. Compte tenu de la taille de

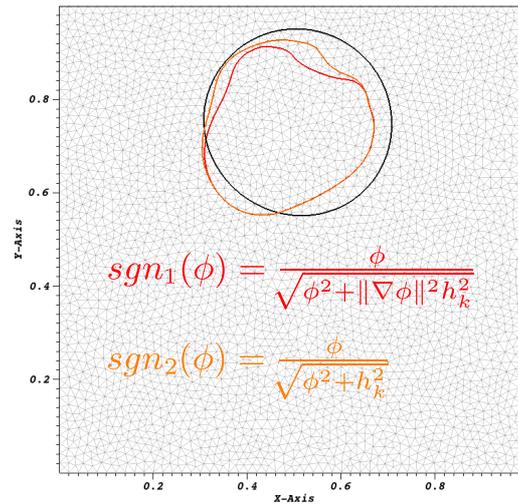
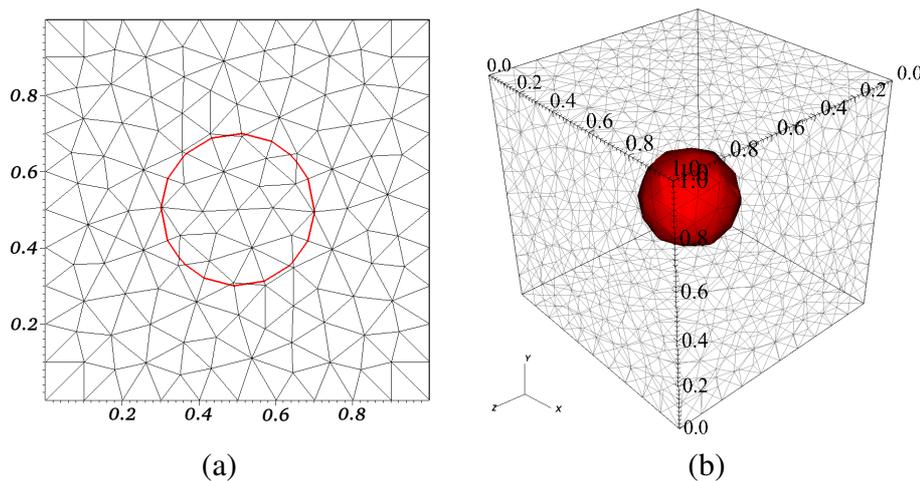


Figure 4.8: Influence de la fonction signe sur la Level-Set

maille utilisée et d'un total de 600 pas de réinitialisation, l'écart entre les deux solutions est ici négligeable. En pratique, c'est la fonction $sgn_2(\phi)$ qui est utilisée pour son caractère adaptatif intrinsèque.

4.3.2 Performances des méthodes d'intégration

Pour évaluer la performance des méthodes d'intégration, une confrontation entre les approches continues et SLR a été réalisée. Pour ce cas test, la fonction Level-Set utilisée représente une interface circulaire en 2D et sphérique en 3D (figure 4.9).

Figure 4.9: Représentation du cercle (a) et de la boule (b) définis sur des maillages de taille de maille $h_e = 0, 1$.

Afin d'évaluer la qualité des méthodes, une intégration d'une quantité unitaire a été réalisée pour calculer le volume et la surface de la boule, et respectivement le périmètre et la surface du disque. Pour une approche continue, il est nécessaire de définir le paramètre ϵ_H définissant la largeur de bande de la méthode. Ce dernier a été fixé à 3 fois la taille de

maille de manière à représenter et à intégrer correctement une sinusoïde ($\epsilon_H = 3h_e$).

Les calculs ont été réalisés sur des maillages carrés et cubiques non structurés de côtés unitaires. Le rayon des entités géométriques est imposé à $R = 0,2$ et les calculs sont réalisés avec des tailles de mailles variables. Malgré l'utilisation d'un maillage grossier, les figures 4.9 (a) et (b) montrent que les formes sont très bien représentées par la fonction Level-Set. Les tableaux 4.2 et 4.3 regroupent les erreurs obtenues en fonction du rapport rayon sur taille de maille (R/h_e). Ces tableaux regroupent les résultats issus d'une intégration avec les méthodes SLR et continue. Pour la méthode continue, les calculs sur les volumes ont été réalisés avec les fonctions H_{sin} et H_{lin} . La fonction H_{lin} n'étant pas utilisée pour la méthode CSF, les calculs sur les interfaces sont réalisés uniquement avec la fonction H_{sin} .

Ces calculs montrent que les erreurs obtenues avec la reconstruction locale diminuent rapidement avec l'augmentation du rapport rayon/taille de maille pour atteindre, dès un rapport de 4 en 2D ou 10 en 3D, des erreurs inférieures à 1%. Concernant l'approche continue, on observe des erreurs très importantes sur l'ensemble des calculs réalisés avec un rapport R/h_e inférieur à 3 (les erreurs correspondent ici à un défaut de représentation associé à un rayon inférieur à la largeur de bande de $\pm\epsilon_H$). Sur ce cas test, les autres calculs mettant en œuvre cette approche montrent toujours des erreurs supérieures à la méthode SLR et sont également plus importantes avec la fonction H_{lin} . En augmentant ϵ_H , il serait possible de réduire cet écart, mais la largeur de bande de l'interface en serait d'autant augmentée. Concernant les erreurs caractérisées avec l'approche SLR, elles sont toujours négatives sur ce cas d'étude. Ces erreurs sont attribuées à la facettisation de la géométrie réalisée par son approximation avec un champ P1.

R/h_e	CSF						SLR			
	Périmètre (H_{sin})		Surface (H_{sin})		Surface (H_{lin})		Périmètre		Surface	
	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur
2	1,271	1,18%	0,161	27,77%	0,218	73,36%	1,247	-0,75%	0,122	-2,63%
4	1,261	0,33%	0,134	6,55%	0,147	17,31%	1,254	-0,23%	0,125	-0,82%
8	1,260	0,29%	0,127	1,43%	0,130	3,78%	1,256	-0,05%	0,125	-0,18%
16	1,260	0,28%	0,126	0,48%	0,127	1,09%	1,256	-0,01%	0,126	-0,05%

Périmètre théorique = 1,2566

Surface théorique = 0,12566

Tableau 4.2: Erreurs commises sur le calcul du périmètre et de la surface d'un disque.

R/h_e	CSF						SLR			
	Surface (H_{sin})		Volume (H_{sin})		Volume (H_{lin})		Surface		Volume	
	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur	Valeur	Erreur
2	0,778	54,75%	0,090	169,55%	0,178	429,90%	0,469	-6,70%	0,029	-12,59%
5	0,553	9,94%	0,044	31,93%	0,062	85,22%	0,495	-1,59%	0,032	-3,09%
10	0,516	2,59%	0,036	6,73%	0,040	18,38%	0,501	-0,32%	0,033	-0,63%

Surface théorique = 0,50265

Volume théorique = 0,03351

Tableau 4.3: Erreurs commises sur le calcul de la surface et du volume d'une boule.

Finalement, ces tests ont permis de valider les développements et ont montré l'intérêt d'une reconstruction de l'interface. Une telle approche montre plusieurs avantages comme la suppression d'un paramètre de simulation (la largeur de bande ϵ_H). Sans remaillage,

cela permet également de réaliser une intégration plus précise, et particulièrement lorsque les interfaces présentent des courbures très petites devant la taille de maille. Enfin, comme cela a été évoqué, l'intégration exacte des termes permet d'envisager le développement et l'utilisation d'éléments finis enrichis, pour gérer des discontinuités dans le modèle [156–160].

4.3.3 Remplissage bi-dimensionnel orthotrope : cas d'une injection centrale

Le dernier cas test proposé a pour objectif de valider les outils numériques, en associant le couplage Stokes-Darcy à un front de fluide mobile. Il n'existe pas de solution analytique simple d'un tel couplage dans un contexte orthotrope instationnaire. Dans ces conditions, la simulation proposée concerne une injection centrale orthotrope plus classique. La solution analytique est issue d'une résolution du problème de Darcy dans un convergent 2D (en annexe B.2.2). La solution analytique est obtenue de manière similaire à la solution stationnaire orthotrope 3D utilisée dans la section 3.2.3. Cette solution repose sur la transformation d'un système de coordonnées elliptique en un système cylindrique (annexe B.2.2) grâce à la transformation :

$$\frac{r_x}{r_y} = \sqrt{\frac{K_x}{K_y}} \quad (4.38)$$

avec K_x et K_y les perméabilités dans les directions x et y correspondant au repère matériel. Sous réserve d'une buse d'injection elliptique de rapport $\frac{r_x}{r_y} = \sqrt{\frac{K_x}{K_y}}$, il existe alors deux solutions indépendantes, définissant l'évolution du front de fluide dans les directions principales du système :

$$\begin{cases} \left(\frac{r_{x,t}}{r_{x,0}}\right)^2 \left[\left(2 \ln \left(\frac{r_{x,t}}{r_{x,0}}\right) - 1\right) - 1 \right] = \frac{4 K_x (P_f - P_i) t}{(1-tv_f)\eta} \\ \left(\frac{r_{y,t}}{r_{y,0}}\right)^2 \left[\left(2 \ln \left(\frac{r_{y,t}}{r_{y,0}}\right) - 1\right) - 1 \right] = \frac{4 K_y (P_f - P_i) t}{(1-tv_f)\eta} \end{cases} \quad (4.39)$$

Cette solution est obtenue pour des conditions aux limites en pression imposées entre la buse d'entrée située à $r_{i,0}$ et le front de fluide à $r_{i,t}$ ($i = x, y$) notées respectivement P_f et P_i .

Afin de se rapprocher des conditions dans laquelle est définie la solution analytique, la figure 4.10 schématise l'analogie considérée. Le couplage Stokes-Darcy décrit ici l'écoulement dans une buse d'entrée puis dans la préforme. Les écarts à la solution numérique sont alors :

- la modélisation de la buse d'entrée décrite par un modèle de Stokes, et donc non définie par la solution analytique.
- les conditions aux limites qui sont imposées sur le bord du domaine et non directement sur la buse d'entrée ($r_{i,0}$) et le front de fluide ($r_{i,t}$).

Toutefois, comme le montre la figure 4.10 (b), les pertes de charge dans le domaine de Stokes et dans les parties non imprégnées du domaine de Darcy sont faibles et peuvent être négligées. Dans ces conditions, il serait alors possible d'initialiser le front de fluide exactement sur l'interface Stokes-Darcy pour se placer dans des conditions très proches du cas analytique. Dans la simulation proposée, le front de fluide est initialisé dans la zone de Stokes permettant alors d'appréhender l'interaction front de fluide/interface Stokes-Darcy

pendant l'écoulement.

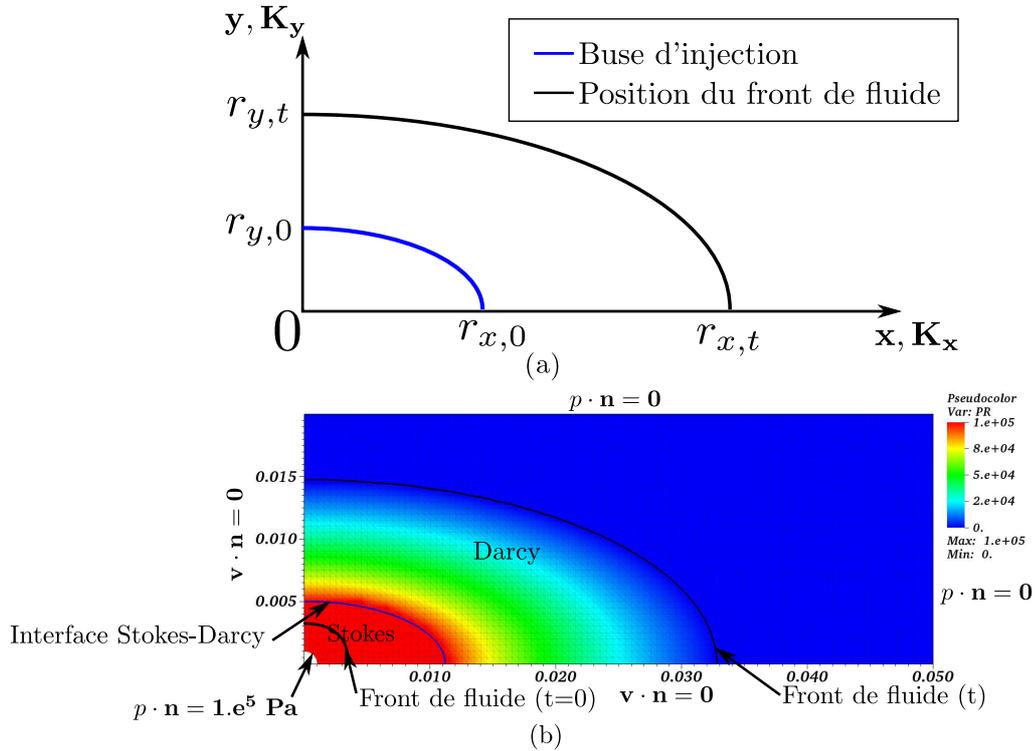


Figure 4.10: Représentation de l'écoulement bidirectionnel utilisé pour le cas test de croissance de l'ellipse.

Paramètres	Valeurs
Perméabilité $\frac{K}{\eta_r}$ ($\times 10^{-13} \text{ m}^2$)	$\begin{vmatrix} 1,5 & 0 \\ 0 & 0,3 \end{vmatrix}$
Taux volumique de fibre associé au domaine de Darcy (tvf)	0,5
Viscosité de l'air η_a (Pa.s)	10^{-5}
Évolution des propriétés rhéologiques H_f	H_{sin}
Séparation des domaines Stokes-Darcy H_d et H_s	H_{lin} ou SLR
Paramètre de bande ϵ_H	$3h_e$
Taille de maille h_e (m)	5.10^{-4}

Tableau 4.4: Paramètres du problème Stokes-Darcy pour les cas tests de validation.

Le tableau 4.4 rassemble les paramètres de simulation utilisés pour ce cas test. Deux simulations ont été réalisées, la première avec une séparation des domaines Stokes-Darcy par approche continue et la seconde par la méthode SLR. Le choix de la fonction continue H_{lin} pour la séparation des domaines de Stokes et de Darcy est ici motivé par les travaux antérieurs réalisés par L. Abou Orm [57] utilisant cette définition. La figure 4.11 présente l'évolution du front de fluide à différents temps caractéristiques de l'injection. Sur cette figure, il est possible de comparer l'évolution du front de fluide en fonction de l'approche considérée. Dans l'approche SLR, on observe que le front de fluide, initialement circulaire

se déplace pour devenir elliptique et superposé à l'interface Stokes-Darcy (en bleu). Au contraire, dans l'approche continue le front de fluide devient elliptique dès les premiers pas de temps, alors qu'il reste à une distance significative de l'interface bleu (mais dans la bande $\pm\epsilon_H$). Dans l'approche continue, la forme bruitée du front de fluide manifeste la présence de vitesses parasites. Ces vitesses parasites peuvent engendrer une mauvaise représentation des phénomènes physiques (front de fluide à 3,5 s 4.11 (a)) potentiellement néfastes au calcul. Ces phénomènes ne sont pas observés avec l'approche SLR ce qui montre que l'intégration exacte des modèles permet d'améliorer la stabilité du problème couplé.

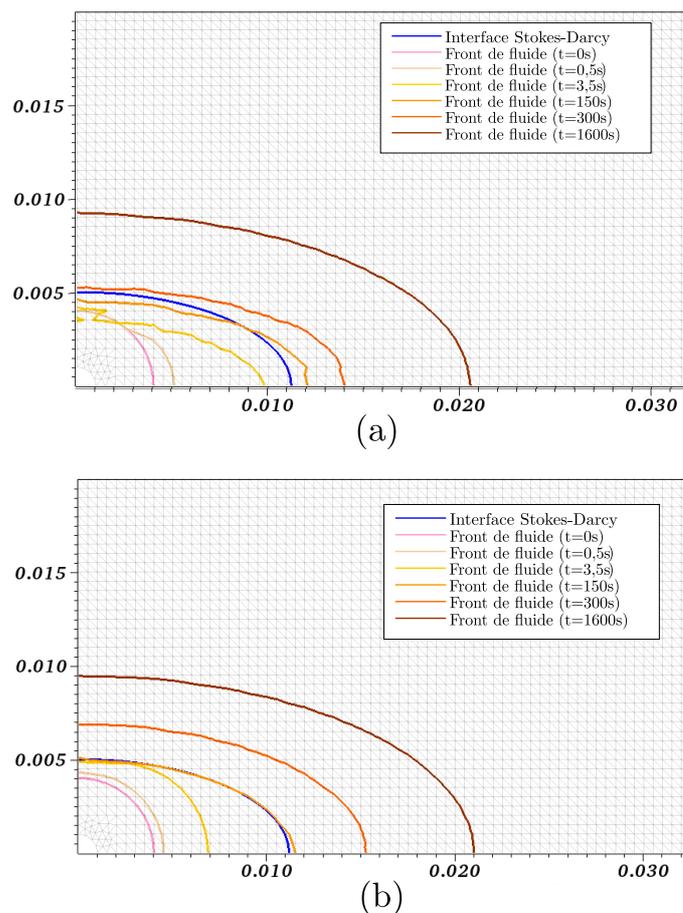


Figure 4.11: Confrontation des résultats entre une approche continue (a) et une approche exacte (b) pour l'interface Stokes-Darcy.

La confrontation des courbes de remplissage du domaine de Darcy avec la solution analytique de l'équation 4.39 est proposée sur la figure 4.12 (cette solution est définie uniquement pour l'imprégnation dans le domaine de Darcy). Le temps de remplissage du domaine de Stokes étant négligeable devant le temps de remplissage du domaine de Darcy, il peut-être négligé dans le calcul de la solution analytique. La solution numérique associée à l'approche SLR montre que le remplissage du domaine de Stokes se fait en un temps d'environ 4 s pour ensuite présenter une très bonne corrélation avec les solutions analytiques dans chacune des directions principales. Les résultats numériques obtenus avec l'approche continue montrent un écart important pendant près de 1000 s. Cette solution numérique présente alors un déphasage conséquent dû à l'interaction avec la largeur

de bande de l'interface. Ce déphasage est associé à une pénalisation importante du modèle de Stokes par le modèle de Darcy. En effet, les très faibles perméabilités nécessaires à l'étude rendent le terme de Darcy prépondérant devant le terme de Stokes engendrant une mauvaise définition de l'interface par la méthode continue.

Sur ce cas test, l'intégration exacte des contributions de Stokes et de Darcy montre une meilleure intégration et une meilleure définition des interfaces. Le résultat de ces développements montre un couplage plus stable, tout en s'affranchissant du paramètre de largeur bande. Ceci permet d'utiliser moins d'éléments pour modéliser le drainant (de faible dimension) utilisé dans le procédé.

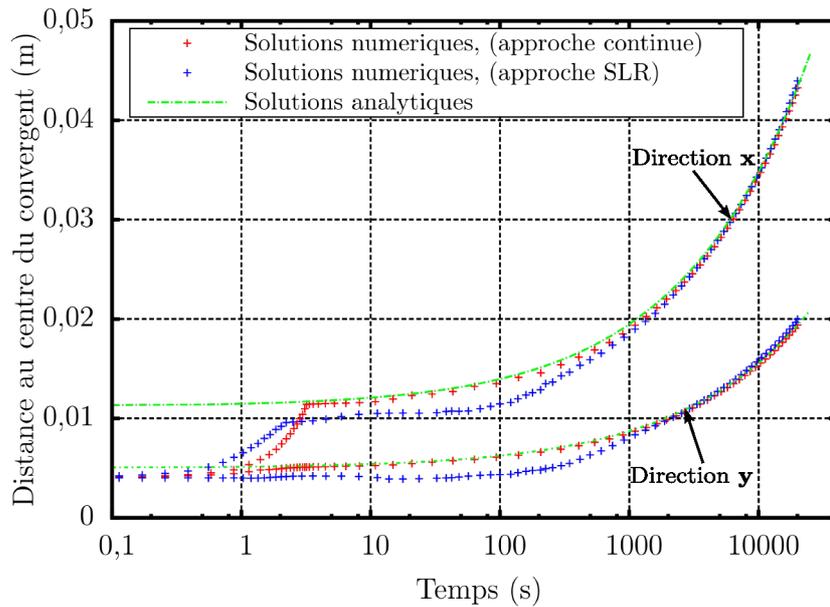


Figure 4.12: Confrontation des simulations numériques de remplissages avec la solution analytique.

4.4 Conclusion

La méthode utilisée pour capturer les interfaces est déterminante dans la représentation et l'intégration des interfaces d'un modèle. Ce chapitre a premièrement été consacré à la présentation de la méthode Level-Set reposant sur la définition et la convection d'une fonction distance signée. Une fois doté d'une méthode de représentation des interfaces (front de fluide et interface Stokes-Darcy) la seconde partie de ce chapitre a permis de présenter l'approche monolithique considérée pour coupler les modèles de Stokes et de Darcy. Ce couplage étant réalisé sur un maillage non conforme et dont les interfaces sont représentées par des fonctions Level-Set, des traitements spécifiques ont été appliqués pour intégrer correctement les termes d'interfaces. Deux méthodes ont ainsi été proposées, la méthode continue et la méthode par reconstruction d'interface.

L'ensemble de ces outils a été validé sur des cas test. Les premiers ont permis de valider les étapes de convection et de réinitialisation des fonctions Level-Set. Sur un cas test simple mais sévère, l'intérêt de la réinitialisation a été démontré tout en limitant les risques de dégradation associés. Les autres cas tests ont permis d'appréhender l'intérêt d'une approche par reconstruction exacte pour intégrer les interfaces. En opposition avec une approche continue définissant une bande de diffusion, la reconstruction locale montre une meilleure intégration et une meilleure définition des interfaces aboutissant à un couplage plus stable. De plus, l'approche par reconstruction locale des interfaces permet d'envisager des traitements spécifiques (tels que des éléments finis enrichis) pour gérer des discontinuités dans le modèle. Pour le procédé, en vue de coupler les écoulements avec la déformation du renfort, il est alors nécessaire de modéliser, caractériser et simuler le comportement mécanique des préformes. Ces thématiques font l'objet du chapitre suivant.

5

Modélisation et simulation du comportement mécanique des préformes

Sommaire

- 5.1 Formulation du problème de mécanique des solides
- 5.2 Caractérisation du comportement mécanique des préformes
- 5.3 Modélisation du comportement des préformes
- 5.4 Simulation du comportement des préformes
- 5.5 Conclusion

Introduction

Au cours du procédé d'élaboration par infusion, les préformes se déforment lors de la mise sous vide du système, lors de l'imprégnation des fibres par la résine ou encore durant l'étape de post-infusion. Pendant l'ensemble de ces étapes, l'état de déformation du renfort résulte d'un équilibre entre les forces suiveuses introduites par la pression atmosphérique et la réponse mécanique modifiée par la pression du fluide dans le renfort. En fonction de l'état d'imprégnation du renfort et du niveau de vide, l'état d'équilibre est modifié et engendre une évolution de l'état de déformation du renfort. Ces déformations induisent des variations de l'épaisseur des pièces composites, des variations du taux volumique de fibres à l'origine d'évolutions de la perméabilité des renforts, modifiant ainsi la vitesse de la résine au cours de l'infusion.

Afin de prendre en compte les déformations des préformes dans le procédé, cette partie aborde la modélisation, la caractérisation, et la simulation du comportement mécanique des renforts.

5.1 Formulation du problème de mécanique des solides

Pour pouvoir présenter et justifier les outils retenus pour la modélisation des déformations mécaniques des préformes, il est nécessaire de réaliser quelques rappels des concepts de mécanique des milieux continus dans le cadre des grandes transformations.

5.1.1 Description du problème

Choix de la description

Dans le cadre de la mécanique des milieux continus, deux approches peuvent être utilisées pour décrire la forme et le mouvement d'un solide :

- la description Lagrangienne (ou matérielle), pour laquelle la démarche consiste à fixer son attention sur une particule déterminée (généralement une particule du milieu initial non déformé), et son évolution est suivie dans l'espace au cours du temps.
- la description Eulérienne (ou spatiale), cette approche consiste à fixer l'attention en un point déterminé de l'espace, et d'étudier les variations au cours du temps des grandeurs en ce point. Dans cette description, les grandeurs sont étudiées sans se préoccuper de l'identité des particules matérielles.

Contrairement à la mécanique des fluides pour laquelle une approche Eulérienne paraît naturelle, cette dernière est très peu utilisée en mécanique des solides car elle ne permet pas d'identifier les particules matérielles. Cette description introduit donc une difficulté supplémentaire dans la définition et le transport de variables d'état (propriétés « d'histoire » du matériau par exemple). Une approche Lagrangienne est souvent préférée et a été adoptée dans ces travaux.

Expérimentalement, il paraît naturel de quantifier des phénomènes sur la pièce courante observée (donc déformée). Cette approche constitue une vision Eulérienne du problème. Ainsi, l'écriture Lagrangienne du problème, et la définition des lois de comportement associées, nécessitent de pouvoir faire le lien entre ces deux visions. Dans cette partie, seront présentés les outils permettant représenter les états de contraintes et de déformations sur la configuration courante et sur la configuration initiale (de référence).

Formules de transport

On considère un milieu déformable dont la configuration initiale est notée Ω_0 (et $\partial\Omega_0$ représente sa frontière) et la configuration au temps t est notée Ω (Figure 5.1). \mathbf{X} et \mathbf{x} représentent les positions respectives d'un point matériel sur la configuration initiale (noté M_0) et courante (noté M), le vecteur déplacement de ce point est noté \mathbf{u} . La description Lagrangienne consiste à caractériser entre deux instants t_0 et t l'évolution d'un point matériel M_0 subissant une transformation. La transformation du système entre les instants 0 et t est notée $\mathcal{X}(\mathbf{X}, t)$. Ainsi la position des particules à l'instant t peut s'écrire :

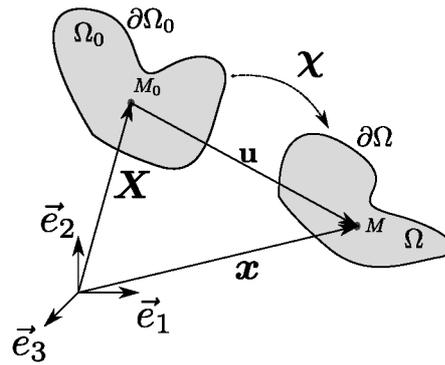
$$\mathbf{x} = \mathcal{X}(\mathbf{X}, t) \quad \forall t > 0 \quad (5.1)$$

Le tenseur gradient de déformation $\mathbf{F}(\mathbf{X}, t)$ est utilisé afin de caractériser ce qui se passe localement, au voisinage d'un point \mathbf{X} . Cette grandeur est définie par :

$$\mathbf{F} = \frac{\partial \mathcal{X}(\mathbf{X}, t)}{\partial \mathbf{X}} = \frac{\partial \mathbf{x}}{\partial \mathbf{X}} \quad (5.2)$$

Son déterminant est noté \mathcal{J} et s'écrit ainsi :

$$\mathcal{J} = \det(\mathbf{F}) \quad (5.3)$$

Figure 5.1: Description du mouvement d'un milieu continu Ω

Par l'intermédiaire du gradient de transformation \mathbf{F} , il est possible d'exprimer le transport de grandeurs élémentaires entre la configuration initiale et la configuration courante. Le transport d'une longueur, d'une surface orientée et d'un volume élémentaire noté respectivement $d\mathbf{X}$, $\mathbf{N}dS$ et dV dans la configuration initiale s'expriment ainsi par :

— transport d'un élément de longueur élémentaire $d\mathbf{X}$:

$$d\mathbf{x} = \mathbf{F}d\mathbf{X} \quad (5.4)$$

— transport d'un élément de surface orienté $\mathbf{N}dS$:

$$nds\mathcal{J}\mathbf{F}^{-T}\mathbf{N}dS \quad (5.5)$$

— transport d'un élément de volume dV :

$$dv = \mathcal{J}dV \quad \text{avec } \mathcal{J} = \det(\mathbf{F}) > 0 \quad (5.6)$$

où $d\mathbf{x}$, nds et dv représentent les images des éléments transportés $d\mathbf{X}$, $\mathbf{N}dS$ et dV dans la configuration courante.

Quantification des déformations et des taux de déformation

La définition et la quantification des déformations jouent un rôle important dans la caractérisation de l'état d'un milieu. La définition de la déformation est notamment nécessaire à la création d'une loi de comportement. Des outils permettant de faire le lien entre une configuration de référence (typiquement la configuration initiale) et la configuration courante sont alors nécessaires.

Le tenseur \mathbf{F} contient toutes les informations concernant la transformation du système, toutefois, il n'est pas défini comme un tenseur de déformation. Par définition, un tenseur de déformation doit respecter trois conditions :

1. être symétrique et sans dimension physique
2. être nul pour un mouvement de corps rigide.
3. autour de $\mathbf{F} = \mathbf{I}$ (petites déformations), il doit avoir pour développement limité: $\frac{1}{2}(\nabla\mathbf{u} + \nabla\mathbf{u}^T) + o(\nabla\mathbf{u})$.

Pour tout tenseurs F inversible, il existe deux tenseurs symétriques U et V uniques et un unique tenseur orthogonal R tels que :

$$F = RU = VR \quad (5.7)$$

U et V représentent des tenseurs d'élongations pures et R est alors un tenseur caractérisant la rotation locale entre la configuration initiale et la configuration déformée. Toutefois, ces décompositions sont peu utilisées car coûteuses en nombre d'opérations [164, 165].

En utilisant la relation 5.4, la différence entre le produit scalaire de deux vecteurs unitaires de la configuration courante avec son image dans la configuration de référence s'écrit :

$$\begin{aligned} dx_1^T dx_2 - dX_1^T dX_2 &= (FdX_1)^T FdX_2 - dX_1^T dX_2 \\ &= dX_1^T (F^T F - I) dX_2 \end{aligned} \quad (5.8)$$

Ce qui permet de faire apparaître deux tenseurs caractéristiques :

- Le tenseur des dilatations de Cauchy-Green gauche C défini par $C = F^T F$
- Le tenseur des déformations de Green-Lagrange E défini par $E = \frac{1}{2}(F^T F - I)$

On peut noter que ces tenseurs possèdent la même information mécanique que U , et notamment on montre que :

$$C = FF^T = (RU)^T RU = U^T R^T RU = U^T U = U^2 \quad (5.9)$$

Plus généralement, afin de quantifier la déformation du système, il est nécessaire de définir une mesure permettant de caractériser l'écart entre un état déformé et un état initial. Hill [166] propose de généraliser ce concept en définissant une famille de tenseurs de déformations Lagrangiens notés E^m et définis par :

$$E^m = \begin{cases} \frac{1}{m}(U^m - I) & \text{si } m \neq 0 \\ \ln U & \text{si } m = 0 \end{cases} \quad (5.10)$$

où l'argument m permet de définir différents tenseurs de déformations caractéristiques tel que le tenseur des déformations de Green-Lagrange avec $m = 2$ (le tenseur appelé tenseur des déformations de Biot est obtenu avec $m = 0,5$ ou encore le tenseur des déformations logarithmiques pour $m = 0$). L'ensemble de ces mesures contient la même information mécanique. Il s'agit alors d'être cohérent dans leur utilisation et la définition des contraintes conjuguées utilisées (au sens énergétique).

Enfin, il est également possible d'introduire la notion de taux de déformation. Dans une approche Lagrangienne, le tenseur des taux de déformation Lagrangien noté \dot{E} décrit la vitesse de déformation du produit scalaire de deux vecteurs. De manière similaire à l'équation 5.8, il est possible d'écrire :

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt}(dx_1^T dx_2) &= \frac{d}{dt}((FdX_1)^T FdX_2) \\ &= \frac{d}{dt}(dX_1^T C dX_2) \\ &= dX_1^T \dot{C} dX_2 \end{aligned} \quad (5.11)$$

ce qui permet d'établir que $\frac{dE}{dt} = \dot{E} = \frac{1}{2}\dot{C}$. La même variation du produit scalaire pourrait

être étudiée en fonction de variables eulériennes pour montrer que $\dot{\mathbf{E}} = \mathbf{F}^T \mathcal{D}\mathbf{F}$ où \mathcal{D} correspond au taux de déformation Eulérien et est défini comme la partie symétrique du gradient de vitesse Eulérien.

Afin de décrire le comportement d'un matériau, la définition et la caractérisation des déformations ne sont suffisantes et doivent pouvoir être reliées à un état de contraintes.

Définition des contraintes

Par définition le tenseur des contraintes permet de caractériser les efforts d'interaction entre deux éléments. Le tenseur de Cauchy (ou tenseur des contraintes vraies), est une grandeur Eulérienne qui permet d'exprimer une force élémentaire $d\mathbf{f}$ sur une facette élémentaire d'aire déformée ds et de normale \mathbf{n} :

$$d\mathbf{f} = \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} ds \quad (5.12)$$

Les contraintes ainsi définies ne peuvent être associées à un état de déformation \mathbf{E}^m , car ces grandeurs ne sont pas définies sur la même configuration matérielle. En utilisant les relations de transport définies à la section 5.1.1, il est possible de changer de configuration et ainsi définir d'autres expressions du tenseur des contraintes. Ainsi, le remplacement de $\mathbf{n} ds$ dans l'expression précédente permet d'obtenir :

$$d\mathbf{f} = \boldsymbol{\sigma} \mathcal{J} \mathbf{F}^{-T} \mathbf{N} dS = \boldsymbol{\Pi} \mathbf{N} dS \quad (5.13)$$

où $\boldsymbol{\Pi} = \boldsymbol{\sigma} \mathcal{J} \mathbf{F}^{-T}$ correspond au premier tenseur de Piola-Kirchoff. Il exprime une unité de force $d\mathbf{f}$ sur la configuration courante par rapport à une unité de surface non-déformée dS . Même si les forces sont alors définies sur une la configuration initiale (tenseur Lagrangien), cette définition des contraintes reste très peu utilisée car n'a pas réellement de sens physique. Alors, il est possible de transporter cette force élémentaire $d\mathbf{f}$ en utilisant la relation 5.4. La relation ainsi établie s'écrit :

$$\mathbf{F} d\mathbf{f}_0 = \boldsymbol{\Pi} \mathbf{N} dS \Leftrightarrow d\mathbf{f}_0 = \mathbf{F}^{-1} \boldsymbol{\Pi} \mathbf{N} dS = \mathbf{F}^{-1} \boldsymbol{\Pi} \mathbf{N} dS = \mathbf{S} \mathbf{N} dS \quad (5.14)$$

où $\mathbf{S} = \mathbf{F}^{-1} \boldsymbol{\Pi}$ est le second tenseur des contraintes de Piola-Kirchoff. Il exprime une unité de force sur la configuration de référence, par unité de surface non-déformée. Énergétiquement conjugué au tenseur des déformation de Green-Lagrange \mathbf{E} , c'est ce tenseur qui sera utilisé pour établir la loi de comportement du matériau ainsi que la formulation variationnelle utilisée pour résoudre le problème de mécanique des solides par une approche éléments finis.

5.1.2 Formulations forte et faible du problème de mécanique des solides

Formulation forte du problème de mécanique des solides

Tout comme en mécanique des fluides, la formulation générale d'un problème de mécanique des solides s'exprime généralement par la loi de conservation de la quantité de mouvement. En un point matériel, en négligeant les forces d'inertie, cette loi s'écrit :

$$\text{div} \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{f}_v = 0 \quad (5.15)$$

où σ correspond au tenseur de contraintes de Cauchy, f_v représente les forces de volume. Le problème mécanique revient donc à rechercher le champs de déplacement u , sur le domaine courant Ω tel que :

$$\begin{cases} \operatorname{div}\sigma + f_v = 0 & \text{sur } \Omega \\ \sigma \cdot n = t_N & \text{sur } \partial\Omega_N \\ u = u_D & \text{sur } \partial\Omega_D \end{cases} \quad (5.16)$$

$\partial\Omega$ désigne la frontière de Ω et où les indices N et D permettent de distinguer respectivement les conditions aux limites de Neumann et de Dirichlet du problème. Ainsi, t_N et u_D représentent respectivement les conditions aux limites en effort et en déplacement.

Formulation Eulérienne du problème

Pour résoudre ce problème par la méthode des éléments finis, avec une approche standard de Galerkin, l'équation 5.15 est multipliée par un champ de vitesse test w cinématiquement admissible ($w \in \mathcal{H}^{1,0}(\Omega)$). Après intégration du terme sur l'ensemble du domaine courant (au temps t), la formulation faible s'écrit,

$$\int_{\Omega} w \cdot (\operatorname{div}\sigma + f_v) d\Omega = 0 \quad , \forall w \in \mathcal{H}^{1,0}(\Omega) \quad (5.17)$$

ce qui, avec une intégration par parties, permet de faire apparaître les conditions aux limites naturelles :

$$\int_{\Omega} \nabla w : \sigma d\Omega = \int_{\partial\Omega_N} w \cdot \sigma n ds + \int_{\Omega} w \cdot f d\Omega \quad , \forall w \in \mathcal{H}^{1,0}(\Omega) \quad (5.18)$$

Cette équation correspond au principe des puissances virtuelles écrit en déplacement avec un champ cinématiquement admissible. Le terme de gauche décrit les puissances liées aux contraintes internes dans le déplacement virtuel w , tandis que le terme de droite décrit les puissances virtuelles externes développées dans ce même champ par les forces appliquées sur les bords du domaine et les forces de volume.

Enfin, il est possible de décomposer ∇w en une partie symétrique et une partie anti-symétrique tel que $\nabla w = \mathcal{D}(w) + \mathcal{W}(w)$ où les tenseurs \mathcal{D} et \mathcal{W} sont respectivement appelés tenseur des taux de déformations et tenseur des taux de rotations Eulériens si w est une vitesse. Le tenseur des contraintes de Cauchy σ étant par définition symétrique, alors la composante anti-symétrique ($\mathcal{W} : \sigma$) est nulle. Ainsi, dans un cadre Eulérien la formulation faible peut se réduire à :

$$\int_{\Omega} \mathcal{D} : \sigma d\Omega = \int_{\partial\Omega_N} w \cdot \sigma n ds + \int_{\Omega} w \cdot f d\Omega \quad , \forall w \in \mathcal{H}^{1,0}(\Omega) \quad (5.19)$$

Formulation Lagrangienne du problème

A l'aide des formules de transport et des définitions des contraintes et déformations, il est possible de redéfinir le problème de mécanique sur la configuration de référence. Les équations 5.5 et 5.6 sont utilisées pour redéfinir l'intégration de la formulation variation-

nelle (équation 5.19) sur la configuration initiale non déformée Ω_0 :

$$\int_{\Omega_0} \mathcal{D} : \sigma \mathcal{J} d\Omega_0 = \int_{\partial\Omega_{0,N}} \mathbf{w} \cdot \underbrace{\sigma \mathcal{J} \mathbf{F}^{-T}}_{\mathbf{FS}} \mathbf{N} dS + \int_{\Omega_0} \mathbf{w} \cdot \mathbf{f} \mathcal{J} d\Omega_0 \quad (5.20)$$

Ce changement fait apparaître au second membre le tenseur de Piola-Kirchoff défini à l'équation 5.13. Concernant le terme de puissance des efforts internes $\mathcal{D} : \sigma \mathcal{J}$, à partir des définitions des contraintes et déformations données dans la section 5.1.1 et des propriétés du produit tensoriel doublement contracté, il est possible de montrer [167] que l'équation 5.21 peut être réécrite sous la forme :

$$\int_{\Omega_0} \dot{\mathbf{E}}(\mathbf{w}) : \mathbf{S} d\Omega_0 = \int_{\partial\Omega_{0,N}} \mathbf{w} \cdot \mathbf{FSN} dS + \int_{\Omega_0} \mathbf{w} \cdot \mathbf{f} \mathcal{J} d\Omega_0 \quad (5.21)$$

et par convention d'écriture, elle s'écrit également :

$$\langle \mathbf{S}, \dot{\mathbf{E}}(\mathbf{w}) \rangle_{\Omega_0} = \langle \mathbf{FSN}, \mathbf{w} \rangle_{\partial\Omega_{0,N}} + \langle \mathcal{J} \mathbf{f}, \mathbf{w} \rangle_{\Omega_0} \quad \forall \mathbf{w} \in \mathcal{H}^{1,0}(\Omega) \quad (5.22)$$

Cette formulation correspond à la forme faible Lagrangienne du problème de mécanique des solides et sera résolue ici avec le code éléments finis *Z-set* [109]. Dans cette formulation, le comportement du matériau considéré intervient dans la relation entre le taux de déformation Lagrangien et la contrainte de Piola-Kirchoff. La définition de la loi de comportement des matériaux de l'étude aura pour objectifs de caractériser et modéliser cette relation.

5.2 Caractérisation du comportement mécanique des préformes

Cette section présente les essais mis en place pour caractériser et modéliser le comportement des matériaux de l'étude. Après avoir défini les enjeux et difficultés associés à ces mesures, une présentation du banc d'expérience et du protocole d'essai sera réalisée. Enfin, le comportement expérimental des préformes sera détaillé.

5.2.1 Enjeux associés à la caractérisation du comportement des préformes

La majorité des procédés de fabrication de pièces en composite implique des déformations du renfort fibreux utilisé. Pour certains procédés ou certaines étapes du procédé, la précision des prédictions est directement dépendante de la connaissance du comportement des matériaux. Les enjeux associés à la caractérisation du comportement des préformes sont alors en lien avec l'environnement (la nature du fluide, la température par exemple), les sollicitations imposées mais également avec l'échelle d'observation et de modélisation sélectionnée. Concernant ce dernier point, c'est une échelle macroscopique qui a été adoptée dans ces travaux et qui sera développée dans cette section.

Enjeux associés aux procédés

La réponse mécanique d'un matériau est fonction des sollicitations extérieures, mais également de l'histoire des déformations et contraintes subies au cours de son élaboration. Dans le contexte des procédés LCM, différentes méthodes ou technologies peuvent être utilisées pour concevoir les préformes. Les principales méthodes évoquées dans le

chapitre 1 sont la conception de préforme par préformage et les méthodes par drapage sur moule (notamment par drapage automatique).

Le préformage consiste à draper la séquence du stratifié sur un support plat, et à utiliser ce semi produit sur des moules de formes diverses (figure 5.2) [168]. Cette méthode est très utilisée pour les procédés de type RTM, car la mise en forme est réalisée par des méthodes rapides de type emboutissage. Néanmoins, la mise en forme du stratifié engendre des déformations et des efforts importants pour faire épouser la forme du moule à la préforme. Pendant cette étape, des contraintes résiduelles sont introduites dans les préformes. Ces contraintes résiduelles se manifestent notamment par des phénomènes de retours élastiques appelés « spring-back ». Ces contraintes résiduelles participent au comportement mécanique des préformes et devraient donc être caractérisées par des voies expérimentales ou numériques.

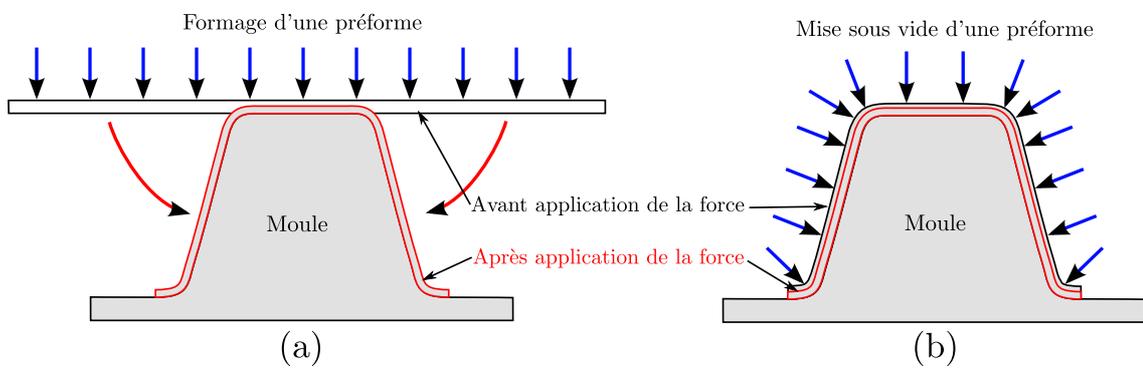


Figure 5.2: Principale différence entre la déformation subie par un renfort pendant l'étape de (pré-)formage (a) et pendant une mise sous vide (b).

Au contraire, les préformes réalisées par drapage sur moule (par drapage manuel ou automatique) mettent en œuvre les fils de fibres (constituant le renfort) en prenant en compte les courbures et singularités des géométries. Il en résulte que cette méthode génère moins de contraintes-résiduelles et l'histoire mécanique associée peut être négligée. Ainsi, lors de la mise sous vide associée à l'étape d'infusion, les forces suiveuses liées à la pression atmosphérique restent orientées suivant la direction transverse au plan des préformes (figure 5.2 (b)) et une large part de la littérature [43, 44, 71, 169–171] se limite à la caractérisation unique du comportement transverse des préformes.

Il est également possible de mentionner que pour du drapage sur moule, le temps d'immobilisation de ce dernier est plus long (donc plus coûteux) que pour des méthodes par emboutissage. Cette méthode est donc principalement utilisée dans des applications spécifiques hautes performances, tandis que le pré-formage est plutôt associé à des grandes séries.

Dans cette étude, le cadre expérimental associé aux infusions se veut « simple » et ce sont des plaques qui ont été réalisées. La caractérisation du comportement des préformes ne vise pas à définir le comportement complet du renfort (qui serait nécessaire pour un préformage), mais sera limitée au comportement hors plan des préformes afin de représenter la compaction puis le gonflement des renforts au cours de l'infusion. Les enjeux résident dans la définition d'un essai représentatif ou caractéristique vis à vis des matériaux et du procédé.

Difficultés associées aux matériaux et à la présence de résine

Conceptuellement, la caractérisation du comportement transverse d'une préforme est « simple » car nécessite uniquement l'utilisation d'un banc de test dans lequel on contrôle la relation force/déplacement entre deux plans parallèles contenant la préforme à caractériser [171]. En pratique, la caractérisation n'est pas directe du fait de la dépendance significative au temps et au fluide présent dans la préforme. Dans la littérature, les relations contrainte/déformation observées montrent des caractéristiques classiques de comportements visco-élastiques incluant des phénomènes de relaxation, une dépendance aux vitesses de sollicitations (pour les préformes humides principalement) ainsi que des phénomènes d'hystérésis. La figure 5.3 [171] schématise ces comportements pour différentes sollicitations pour :

- un phénomène de relaxation de contrainte
- un comportement dépendant de la vitesse de sollicitation
- un phénomène d'hystérésis.

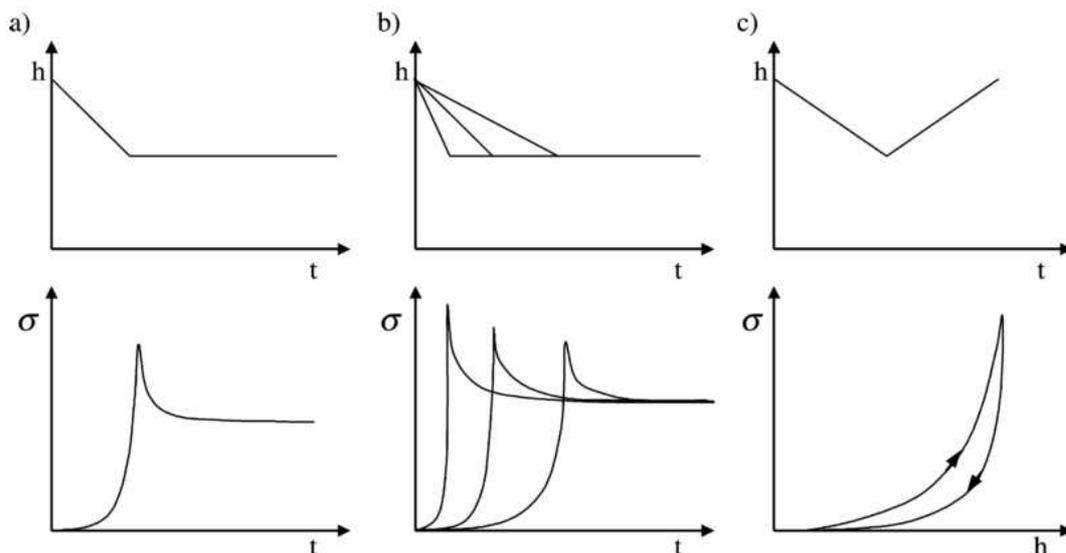


Figure 5.3: Représentation schématique des différents comportements viscoélastiques observés dans la littérature selon Bickerton *et al.* [171].

Sur des essais de compaction, de nombreux auteurs ont montré des phénomènes d'hystérésis et de relaxation lorsque les préformes sont imprégnées [171, 172], mais également sur des préformes sèches [169]. Une partie des essais réalisés dans la littérature a été synthétisée et étudiée par Robitaille et Gauvin dans [42, 46, 172]. Les résultats recueillis montrent que l'influence de la vitesse de sollicitation et des phénomènes de relaxation sur des préformes sèches est de l'ordre de grandeur, voire supérieure, aux temps caractéristiques des procédés LCM [171]. De ce fait, la dépendance à la vitesse de sollicitation est rarement considérée dans les modèles. Par contre, l'influence d'un cyclage et l'application répétée d'une contrainte paraissent être très influents sur le comportement des préformes.

Sur des préformes humides, le fluide génère dans les préformes un comportement sensiblement différent au comportement sec. Du fait du déplacement du fluide imposé par la réduction des cavités de la préforme, le comportement d'une préforme humide est alors

très influencée par la vitesse de déformation [43]. La réalisation d'essais en conditions humides génère des problématiques supplémentaires concernant les conditions aux limites à adopter sur les bords de la préforme. Enfin, comme cela a déjà été évoqué, les essais sur préformes humides présentent des tvf plus importants à contrainte imposée identique (ce phénomène étant lié à la lubrification des fibres par le fluide, augmentant la mobilité de ces dernières).

Une large variété de modèles a été développée dans la littérature pour rendre compte du comportement des préformes. Notamment, Gutowski & al. [45] présentent un modèle pseudo-analytique pour modéliser la déformation des pré-imprégnés. Ce modèle a ensuite été repris et adapté dans de nombreux travaux afin de représenter d'autres effets telle que la lubrification sur la déformation du renfort [173]. Des travaux ont également été réalisés dans le but de modéliser l'influence de la géométrie des fils (induite par le tissage) [174, 175] sur la réponse du renfort. Ces modèles sont le plus souvent établis par dissociation empirique des influences au fluide, au cyclage ou encore la dépendance au temps [42, 176]. Les essais sont alors réalisés à vitesse de charge ou de déformation imposée, et malgré une polyvalence apparente ces modèles ne permettent pas d'être représentatifs de l'ensemble des chemins de déformation subis par les préformes (mécanismes différents durant la phase de compaction, d'imprégnation et de post-filling).

Dans ces travaux, l'objectif est d'apporter une modélisation du comportement des préformes sèches afin de quantifier leur compaction initiale, puis d'approcher le gonflement de la préforme pendant l'infusion. Dans ce but, des travaux [54, 169] montrent que la caractérisation d'un comportement sec permet, en première approximation, de représenter convenablement ces phénomènes pour prédire les temps de remplissage. Compte tenu des problématiques de caractérisation évoquées, ces travaux se sont également orientés vers une caractérisation du comportement transverse sec des renforts. La revue bibliographique réalisée permet alors d'appréhender l'ampleur du travail à réaliser pour caractériser un comportement plus réaliste et plus précis des préformes.

5.2.2 Banc expérimental et protocole d'essai

Sur la base des résultats et observations issus de la littérature, cette partie présente le banc d'essai ainsi que le protocole utilisés pour caractériser les comportements secs des préformes.

Banc expérimental de compaction

Le banc d'essai de compaction utilisé est relativement simple et très similaire à ceux observés dans la littérature [105, 170, 171, 177, 178]. Ce banc est composé de deux plateaux parallèles montés sur une presse. La préforme à caractériser est placée entre ces deux plateaux (figure 5.4). Sur le banc d'essai, le parallélisme des plateaux est assuré via une rotule verrouillable. Le parallélisme des plateaux est ainsi obtenu par une mise en contact des plateaux puis la rotule est verrouillée pour les essais. L'épaisseur des préformes est mesurée au centre des plateaux via la position du vérin, ainsi qu'au moyen d'un comparateur de type LVDT (Linear Variable Differential Transformer) à mesure optique. Le capteur LVDT utilisé est positionné sur la périphérie des plateaux afin d'effectuer un point de contrôle du parallélisme des plateaux pendant l'essai. Pour les essais de compactions,

l'ensemble des appareils est initialisé avec les deux plateaux en contact. L'étalonnage des appareils est alors vérifié à l'aide de cales étalons d'épaisseurs calibrées.

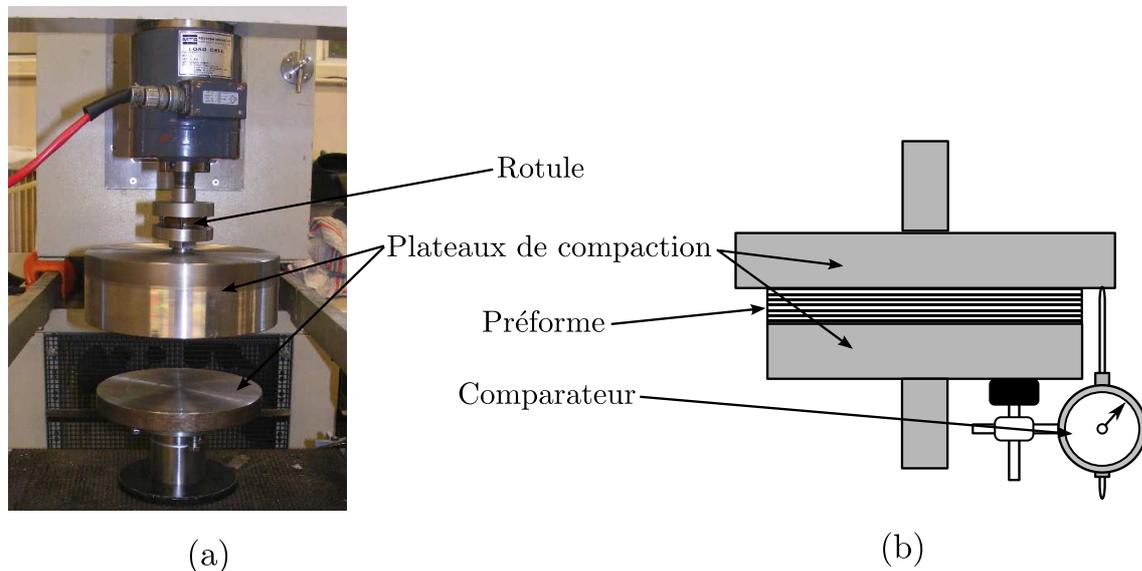


Figure 5.4: Photographie (a) et schéma (b) du banc de montage de compaction.

Protocole d'essai

Les caractérisations ont été réalisées sur l'ensemble des configurations du plan d'expérience présenté au chapitre 2 (tableau 2.2 page 32). Le protocole d'essai réside principalement dans le cycle d'effort ou de déplacement imposé.

La figure 5.5 représente le cycle mis en place pour les préformes de l'étude. Afin d'évaluer l'influence de l'histoire du matériau associée à une éventuelle mise sous vide multiple du système, une succession de 5 cycles de charge/décharge est réalisée. La réponse d'une préforme étant très souple aux faibles tvf , puis fortement rigidifiante quand la compacité croît, le cycle d'essais ne peut être réalisé à force imposée. Par conséquent, l'essai est accompli à vitesse de déplacement imposée avec toutefois des limites définies en forces (pour ne pas imposer une pression équivalente supérieure à la pression de la bâche dans le procédé). Ainsi, ces deux limites sont imposées à une force supérieure de 3200 N , correspondant à une pression équivalente de 1 atmosphère sur la préforme, et une limite inférieure de 70 N imposée par la cellule de force. Les essais étant réalisés sur des préformes sèches, la vitesse de déplacement influe peu sur le résultat de la mesure [171]. Une vitesse de 1 mm/min est utilisée.

Pour cette phase de caractérisation, une seule préforme par configuration a été testée. Ici encore, les caractérisations sont réalisées sur les mêmes drapages que ceux infusés, permettant de s'affranchir d'un effet d'échelle associé au drapage et au nombre de plis caractérisés [42]. Le cycle d'essais est démarré après la mise à la précharge de la préforme à 70 N . Enfin, la fréquence d'acquisition des données est de 1 Hz .

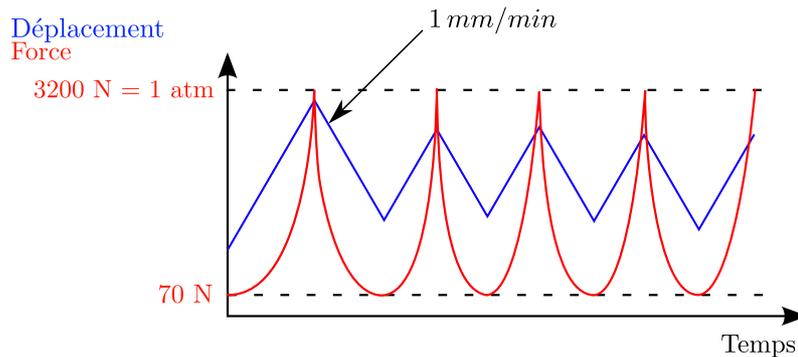


Figure 5.5: Définition du cycle d'essais pour la compaction des préformes.

5.2.3 Comportement sec des préformes

Les essais de compaction ont été réalisés sur l'ensemble des configurations du plan d'expérience. Cette partie présente le comportement caractéristique et systématique observé sur les préformes. Ce comportement sera ici décrit en fonction des courbes force/épaisseur mesurées sur les préformes mais également en fonction du taux volumique de fibre directement lié. La définition du taux volumique de fibres des préformes fera ainsi l'objet d'une confrontation avec ceux constatés sur les préformes infusées.

Comportement caractéristique des préformes

La figure 5.6 représente les évolutions force/épaisseur mesurées sur deux configurations différentes : une préforme unidirectionnelle sans gaps et une seconde quasi-isotropes avec gaps. Dans un premier temps, ces courbes permettent d'observer que les mesures réalisées par la position du vérin et par le capteur LVDT se superposent, ce qui permet de valider le parallélisme des plateaux pendant l'essai. Ensuite, elles permettent d'observer que ces deux configurations montrent des comportements caractéristiques identiques malgré des drapages strictement différents. Ces courbes force-épaisseur montrent que les comportements sont sensiblement différents après la première phase de charge. Ainsi, malgré une décharge jusqu'à la valeur de 70 N, les préformes ne recouvrent pas l'épaisseur du début de l'essai.

Les cycles de décharge/charge suivants présentent une très bonne répétabilité. Ces cycles montrent une boucle d'hystérésis notable et caractéristique pour ce type d'essai [172]. Ce phénomène d'hystérésis représente une dissipation d'énergie, qui est classique pour des renforts fibreux, et, souvent expliquée par des frottements inter-fibres pendant la déformation [179].

Taux volumiques de fibres des préformes

La figure 5.7 représente l'évolution du taux volumique à la fin de chacune des charges. Cette évolution montre que pour l'ensemble des configurations, l'augmentation du taux volumique associé aux 5 cycles est inférieure à 1% de tv_f . Cette évolution est relativement faible comparée à celles observées par Robitaille et Gauvin [172]. En effet, ces auteurs observent des variations allant jusqu'à 5% sur les 5 premiers cycles de charge, et ce sur plusieurs renforts (NCF et tissés en fibres de verre). Ceci confirme que l'architecture associée au renfort HiTape® confère au produit une bonne stabilité dimensionnelle et donc

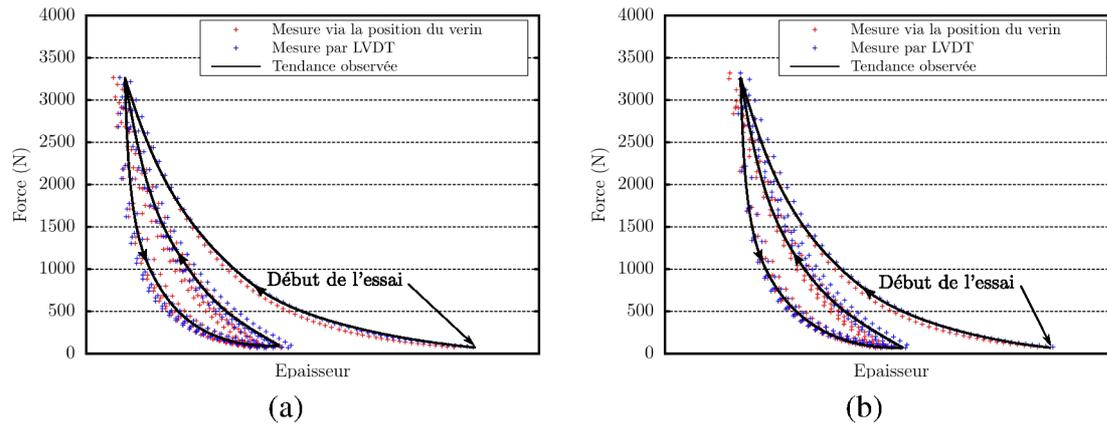


Figure 5.6: Comportement d'une préforme AL_UD_0 (a) et $AL_QI_2_R50$ (b) pendant l'essai de compaction (essais représentés sur des échelles identiques).

une répétabilité lors de sollicitations cyclées.

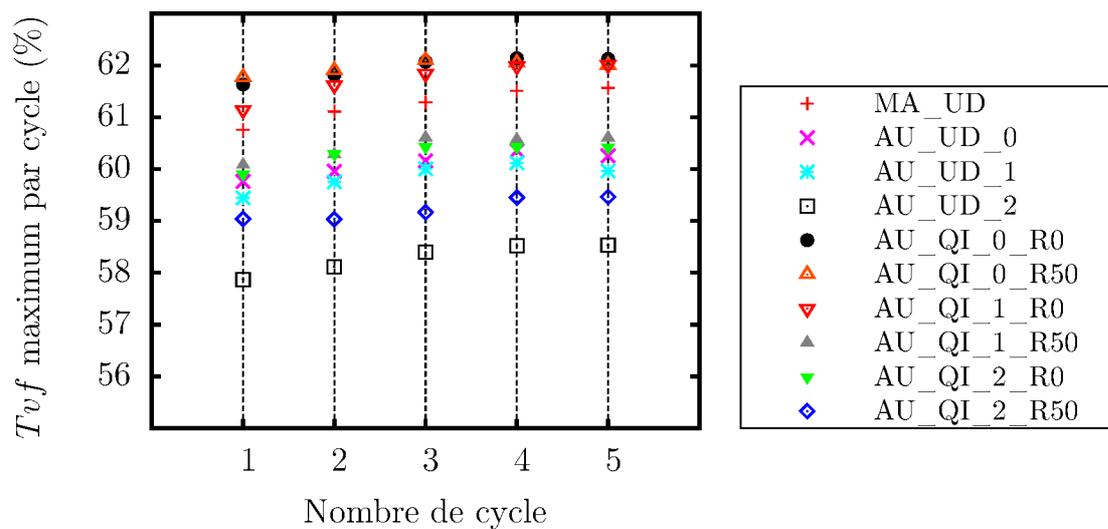


Figure 5.7: Évolution du tvf maximum des préformes en fonction du nombre de cycles de charge.

Enfin, le diagramme de la figure 5.8 montre une comparaison entre les tvf caractérisés à la fin des 5 cycles de charge ($N=5$) et les tvf moyens caractérisés sur les préformes infusées. On observe ici que la plupart des configurations montrent des taux volumiques de fibres mesurés supérieurs à ceux des préformes infusées. Ces résultats sont cohérents avec les mécanismes de gonflement établis pendant la phase d'infusion et faisant diminuer le tvf apparent des préformes. Toutefois, les écarts entre ces deux séries de mesures restent faibles et signifieraient une faible variation de l'épaisseur des préformes pendant l'infusion. La modélisation et la simulation du gonflement des préformes associées à l'action de la résine permettront d'évaluer l'amplitude du gonflement et son influence sur les temps de remplissage.

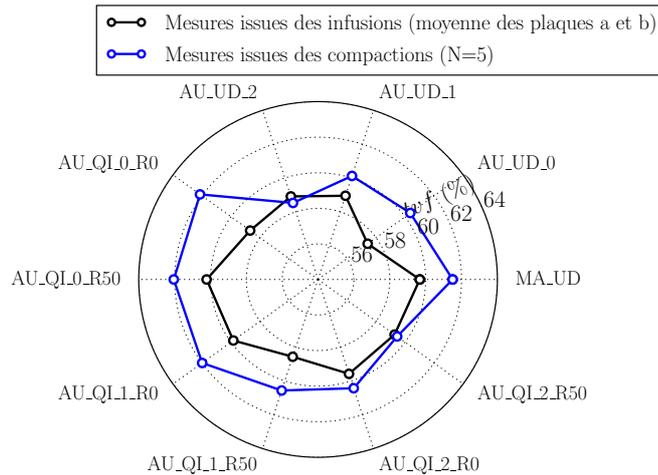


Figure 5.8: Comparaison des tvf mesurés par compaction avec les tvf moyens caractérisés sur les configurations infusées.

5.3 Modélisation du comportement des préformes

Cette section aborde la modélisation et la simulation du comportement des préformes. D'une part, l'objectif de cette section est d'associer un modèle de comportement aux observations réalisées, et d'autre part d'exprimer et modéliser l'action du fluide sur les préformes. L'ensemble des outils présentés et utilisés sera ensuite validé sur un cas test de simulation.

5.3.1 Loi de comportement des préformes

Cette partie présente les modèles utilisés pour représenter le comportement mécanique des préformes. La définition d'une loi de comportement orthotrope sera abordée, ainsi que le modèle de Terzaghi utilisé pour modéliser l'interaction fluide-structure entre la résine et la préforme.

Modélisation d'un comportement orthotrope

La définition d'une loi de comportement mécanique réside dans l'écriture d'une relation entre une mesure de contrainte et une mesure de déformation. Dans le cadre des milieux fibreux, on peut observer dans la littérature l'utilisation du taux volumique de fibre comme mesure de l'état de déformation [45, 180, 181]. Pourtant cette grandeur est très pauvre et ne permet pas de modéliser l'état de déformation complet (au sens mécanique). L'utilisation de ces lois reste donc limitée à des approches simples, le plus souvent unidimensionnelles. Dans notre étude, des lois plus riches sont considérées, de type $\sigma = C(E^*)E^*$. Ici, E^* représente une mesure de déformation à définir et $C(E^*)$ la mesure de rigidité associée. C est par définition un tenseur d'ordre 4 définissant le lien entre les composantes de déformations et l'état de contraintes conjugué (au sens énergétique). Après avoir choisi une mesure de déformation, il s'agit alors d'exprimer les composantes du tenseur C pour modéliser le comportement des préformes. Dans le cas d'un matériau orthotrope (matériau possédant 3 plans de symétrie orthogonaux), on montre [167] que le nombre de paramètres nécessaires à la définition du tenseur C se réduit à 9 composantes

indépendantes. En utilisant la notation de Voigt, cette loi peut être exprimée sous une forme matricielle par :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & a_{22} & a_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & a_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & a_{44} & 0 & 0 \\ sym & & & & a_{55} & 0 \\ & & & & & a_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} E_{11}^* \\ E_{22}^* \\ E_{33}^* \\ 2E_{12}^* \\ 2E_{23}^* \\ 2E_{13}^* \end{pmatrix} \quad (5.23)$$

Dans un cadre classique d'élasticité linéaire, la mesure de déformation géométrique correspond au tenseur des petites déformations ε défini par $\varepsilon = \frac{1}{2}(\nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T)$. Avec cette mesure de déformation, le comportement d'un matériau orthotrope peut-être défini à partir des grandeurs « classiques de l'ingénieur ». Les composantes a_{ij} ($i, j = 1, 2, 3$) sont alors définies par :

$$\begin{aligned} a_{ii} &= E_i \frac{1 - \nu_{jk} \nu_{kj}}{\Delta} \\ a_{ij} &= E_i \frac{\nu_{ij} + \nu_{kj} \nu_{ik}}{\Delta} \end{aligned} \quad \left| \text{avec } (k \neq i \neq j, i, j = 1, 2, 3) \right. \quad (5.24)$$

$$\text{et } a_{44} = G_{12} \quad , \quad a_{55} = G_{23} \quad , \quad a_{66} = G_{13} \quad (5.25)$$

et où $\Delta = 1 - \nu_{12} \nu_{21} - \nu_{23} \nu_{32} - \nu_{31} \nu_{13} - 2\nu_{21} \nu_{32} \nu_{13}$, les E_i sont les rigidités dans chaque direction, les ν_{ij} les coefficients de Poisson et G_{12} , G_{23} et G_{13} représentent les modules de cisaillement. Compte tenu du caractère faiblement déterminant du comportement dans le plan des préformes lors de la mise en œuvre, ce dernier est modélisé comme étant isotrope. Le comportement global des préformes est alors supposé isotrope-transverse. Ainsi, en considérant la direction 2 comme étant la direction transverse, $E_p = E_1 = E_3$, $E_t = E_2$, $\nu_p = \nu_{13}$, $\nu_t = \nu_{12} = \nu_{23}$, $G_p = G_{13}$ et enfin $G_t = G_{12} = G_{23}$. Avec ces nouvelles notations, la loi de comportement (équation 5.24) se réécrit :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} E_p \frac{1 - \nu_p \nu_t}{\Delta} & E_p \frac{\nu_t + \nu_p \nu_t}{\Delta} & E_p \frac{\nu_p + \nu_t^2}{\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & E_t \frac{1 - \nu_t^2}{\Delta} & E_t \frac{\nu_t + \nu_p \nu_t}{\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ & & E_p \frac{1 - \nu_p \nu_t}{\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ & & & G_t & 0 & 0 \\ & s & & & G_t & 0 \\ & & & & & G_p \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \end{pmatrix} \quad (5.26)$$

et Δ s'écrit $\Delta = 1 - 2\nu_t^2 - \nu_p^2 - 2\nu_t^2 \nu_p$. Toutefois, la mesure de déformation associée à cette loi de comportement (définie avec des hypothèse de petites perturbations) ne pourrait-être utilisée sur des pièces complexes subissant des grandes déformations (et des grandes rotations).

Au regard des déformations subies par les préformes, et en vue de s'appliquer à des pièces de grandes dimensions, la définition d'une loi de comportement en petites déformations semble difficile. Il est alors possible d'utiliser le modèle d'élasticité de Saint Venant-Kirchoff [182] définissant un comportement élastique linéaire en grands déplacements. Ce modèle relie le tenseur de Green-Lagrange \mathbf{E} à la mesure de contraintes définie par le second tenseur de Piola-Kirchoff et s'écrit sous la forme :

$$\mathbf{S} = \mathbf{C}(\mathbf{E})\mathbf{E} \quad (5.27)$$

La particularité de cette loi de comportement est qu'elle permet d'étendre à un cadre de grandes transformations, les paramètres matériaux définis dans un cadre classique de petites déformations. Cette propriété provient de la nature de ϵ , défini comme une linéarisation du tenseur \mathbf{E} . Par définition $\mathbf{E} = \frac{1}{2}(\mathbf{F}\mathbf{F}^T - \mathbf{I}) = \frac{1}{2}(\nabla\mathbf{u} + \nabla\mathbf{u}^T + \nabla\mathbf{u}\nabla\mathbf{u}^T)$ où le terme $\nabla\mathbf{u}\nabla\mathbf{u}^T$ peut être négligé dans une cadre de petites transformations.

Enfin, en considérant la nature des mécanismes de déformation associés aux préformes, les déformations dans la direction transverse sont prépondérantes. Ainsi, il est possible de négliger les actions réciproques des déformations dans le plan et dans la direction transverse en définissant $\nu_t = 0$ [31, 170]. Cette hypothèse permet de définir directement la loi de comportement élastique non-linéaire mesurée par un essai de compaction dans la direction transverse (définissant une relation $\mathbf{S}_{22} = f(\mathbf{E}_{22})$). La loi de comportement isotrope-transverse utilisée pour modéliser le comportement des préformes s'écrit finalement :

$$\begin{pmatrix} \mathbf{S}_{11} \\ \mathbf{S}_{22} \\ \mathbf{S}_{33} \\ \mathbf{S}_{12} \\ \mathbf{S}_{23} \\ \mathbf{S}_{13} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_p}{1-\nu_p^2} & 0 & \frac{\nu_p E_p}{1-\nu_p^2} & 0 & 0 & 0 \\ & f & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{E_p}{1-\nu_p^2} & 0 & 0 & 0 \\ & & & G_t & 0 & 0 \\ sym & & & & G_t & 0 \\ & & & & & G_p \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \mathbf{E}_{11} \\ \mathbf{E}_{22} \\ \mathbf{E}_{33} \\ 2\mathbf{E}_{12} \\ 2\mathbf{E}_{23} \\ 2\mathbf{E}_{13} \end{pmatrix} \quad (5.28)$$

où les coefficients dans le plan sont alors approchés par des paramètres standards pour des plis constitués de fibres de carbone ($E_p \approx 200\text{GPa}$). Enfin, en notant E_t le module tangent transverse de la préforme défini par $E_t = \frac{df(\mathbf{E}_{22})}{d\mathbf{E}_{22}}$, les modules de cisaillement sont approchés par $G_t \approx \frac{E_t}{2}$ et $G_p \approx \frac{E_p}{2}$ [31].

Modélisation de l'effet de la contrainte du fluide sur les préformes

Afin de modéliser l'action mécanique de la résine sur la préforme fibreuse, entraînant une dilatation des préformes, la grande majorité des études actuelles [45, 105, 149, 183] est basée sur le modèle de Terzaghi [184]. Ce modèle propose de modéliser l'action du fluide par sa pression hydrostatique p . Le tenseur des contraintes associé σ_{hydro} étant défini par :

$$\sigma_{hydro} = \begin{pmatrix} p & 0 & 0 \\ 0 & p & 0 \\ 0 & 0 & p \end{pmatrix} = p\mathbf{I} \quad (5.29)$$

le tenseur des contraintes agissant sur le milieu fibreux imprégné s'écrit :

$$\sigma(\mathbf{u}) = \sigma_{eff}(\mathbf{u}) - sp\mathbf{I} \quad (5.30)$$

où σ désigne les contraintes dans la préforme qui est la somme des contraintes effectives σ_{eff} (contraintes reprises par le milieu fibreux *i.e.* via la loi de comportement mécanique), et $-sp\mathbf{I}$ la contrainte hydrostatique reprise par le fluide qui est fonction de la saturation s du milieu et de la pression hydrostatique p du fluide. Ainsi, lorsque la pression hydrostatique est nulle on retrouve la loi de comportement de la préforme sèche.

Enfin, pour sommer l'influence de la pression hydrostatique et la contrainte associée

à la loi de comportement, ces deux quantités doivent être exprimées sur la même configuration. On choisit la contrainte de Cauchy, usuelle en mécanique des fluides. Alors, la contrainte de Cauchy σ_{eff} associée à la loi de comportement mécanique des préformes est définie via la relation :

$$\sigma_{eff} = \frac{1}{J} \mathbf{F} \mathbf{S} \mathbf{F}^{-1} \quad (5.31)$$

où \mathbf{S} est définie via la relation 5.28.

5.3.2 Modélisation du comportement transverse

Pour représenter le comportement de chacune des configurations du plan d'expérience (tableau 2.2), la caractérisation du comportement des préformes se réduit à définir la relation $\mathbf{S}_{22} = f(\mathbf{E}_{22})$ à partir des essais de compactions. Cette définition sera présentée en deux phases, la première concerne un traitement des courbes force-épaisseur permettant de définir l'épaisseur des préformes à charge nulle. Cette épaisseur de référence étant nécessaire à la définition d'une déformation. La seconde concerne l'établissement des grandeurs \mathbf{S}_{22} et \mathbf{E}_{22} permettant d'établir la relation $\mathbf{S}_{22} = f(\mathbf{E}_{22})$. La caractérisation des préformes est ici effectuée à partir des données de compactions mesurées via le capteur LVDT. Même si les mesures présentent un comportement très proche de la mesure issue de la position du vérin, la mesure du LVDT a été privilégiée car enregistrée au plus proche de l'échantillon. Par conséquent elle est indépendante de potentielles déformations du banc d'essai.

Analyse du comportement force/épaisseur et définition d'un état de référence

En plus du phénomène d'hystérésis mentionné, une difficulté concerne le comportement doublement asymptotique des préformes. Observable sur la figure 5.9, ce comportement apparaît principalement lors de la décharge, et montre un comportement asymptotique lorsque l'épaisseur tend vers un minimum et lorsque la force tend vers une valeur nulle. Si ce comportement asymptotique permet d'avoir une bonne définition de l'épaisseur minimale (ou du tvf maximum), en revanche il ne permet pas d'avoir une bonne définition de l'épaisseur initiale (pourtant nécessaire à la définition d'une déformation), lorsque la préforme n'est pas contrainte. Ce phénomène lié au faible nombre de contacts entre les fibres entraîne une incertitude importante sur la définition de l'épaisseur ou du taux volumique de fibre associé aux faibles niveaux de contrainte.

Les courbes de décharge ne permettant pas de définir de manière répétable un état à contrainte nulle, ce dernier a été défini à partir des phases de charge. Ainsi, afin de définir de manière pragmatique cette épaisseur de référence, les points de données sont approchés avec un polynôme d'ordre 3 et l'état stable défini comme la valeur de ce modèle pour un état de contrainte nulle. La figure 5.10 montre la bonne approximation du comportement par le modèle polynomial aboutissant à la définition l'épaisseur initiale notée e_0 .

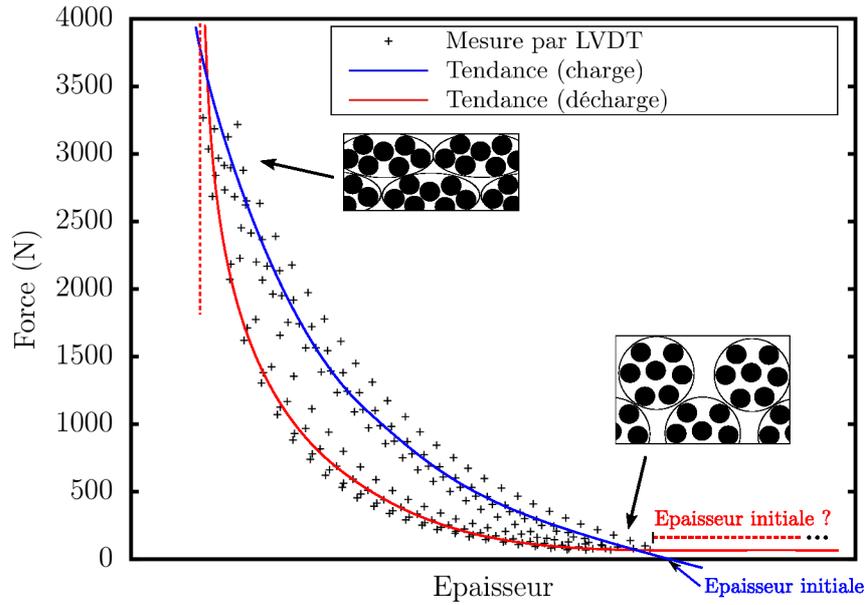


Figure 5.9: Analyse qualitative du comportement asymptotique d'une préforme AL_UD_0 sur les mesures réalisées après la première charge.

Définition de la loi de comportement Déformation/Contrainte

Par définition, la transformation associée à un essai de compaction pure est défini par :

$$F = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \lambda & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (5.32)$$

avec λ correspondant à l'élongation/compaction du renfort. Expérimentalement cette élongation est définie par la variation d'épaisseur e rapportée à l'épaisseur initiale e_0 définie précédemment (ainsi $\lambda = \frac{e}{e_0}$). En utilisant les relations de la section 5.1.1, les tenseurs de Green-Lagrange et de Piola-Kirchoff sont définis respectivement par :

$$\mathbf{E} = \frac{1}{2} \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \lambda^2 - 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \mathbf{S} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{F}{S_0 \lambda} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (5.33)$$

Ce qui permet de définir un état de contrainte/déformation à partir des mesures réalisées pendant le cycle de compaction. La figure 5.11 représente ainsi les données expérimentales de la figure 5.9 en termes de contraintes et déformations.

Dans cette étude, le comportement des préformes a été modélisé par le biais de polynômes de Lagrange (adaptés au cycle de charge selon la figure 5.10) ainsi que par un modèle de type Gutowski [45]. Ce dernier a été retenu car il fait intervenir deux paramètres aux limites physiques tvf_0 et tvf_{max} représentant respectivement la fraction volumique de

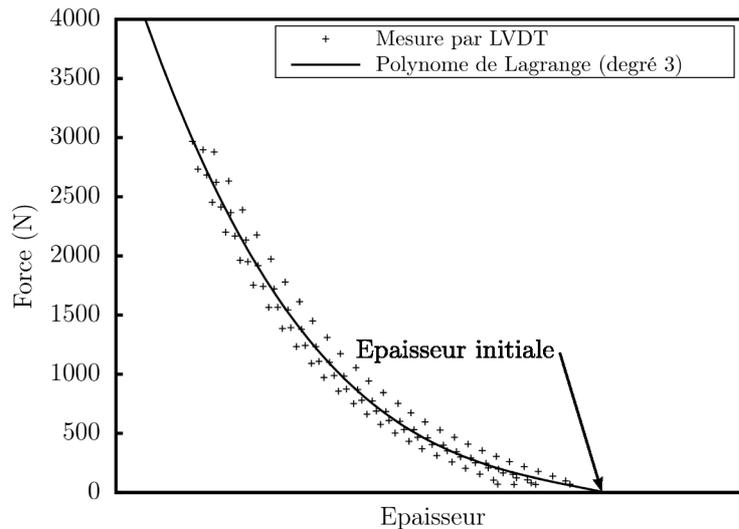


Figure 5.10: Représentation du comportement de la préforme pendant les phases de charge (a) et de décharge (b) du cycle d'essai.

fibre associée à une contrainte nulle et une contrainte infinie. Ce modèle s'écrit :

$$\sigma_{22} = a_g \frac{1 - \frac{tvf_0}{tvf}}{\left(\frac{tvf_{max}}{tvf} - 1\right)^4} \quad (5.34)$$

où σ_{22} représente la contrainte appliquée par la presse et définie comme le rapport entre la force de compression et la surface de l'échantillon. a_g est une constante du modèle à optimiser. Ainsi, ce modèle permet de rendre compte du comportement asymptotique (divergence de la force) lorsque l'épaisseur diminue. Cependant, afin de modéliser un comportement en termes de contraintes et déformations, il a été librement adapté et utilisé sous la forme :

$$\Pi_{22} = a_g \frac{E_{22}}{(E_{22,min} - E_{22})^4} \quad (5.35)$$

Ce modèle permet également de rendre compte d'un comportement asymptotique lorsque la déformation atteint la limite $E_{22,min}$ (déformation négative en compression) et d'une contrainte nulle à déformation nulle.

L'optimisation des lois de comportement a été réalisée de manière indépendante sur les phases de charge et de décharge du cycle d'essai. Les figures 5.11 (a) et (b) présentent les résultats d'optimisation¹ obtenus en imposant aux modèles de définir un état de déformation nulle à contrainte nulle. Ces résultats d'optimisation montrent l'augmentation du degré de polynôme (degré 3 et 4) ne permettent pas d'être plus représentatifs des points expérimentaux car introduisent des courbures multiples non représentatives. Enfin, le modèle de Gutowski montre de bonnes capacités pour représenter les évolutions tant dans la phase de charge que de décharge. La problématique réside alors dans la simulation d'une telle loi de comportement dans un code de calcul.

1. Les courbes optimisées sur ces graphiques sont obtenues via un algorithme de Levenberg-Marquardt développé dans le logiciel Gnuplot [185].

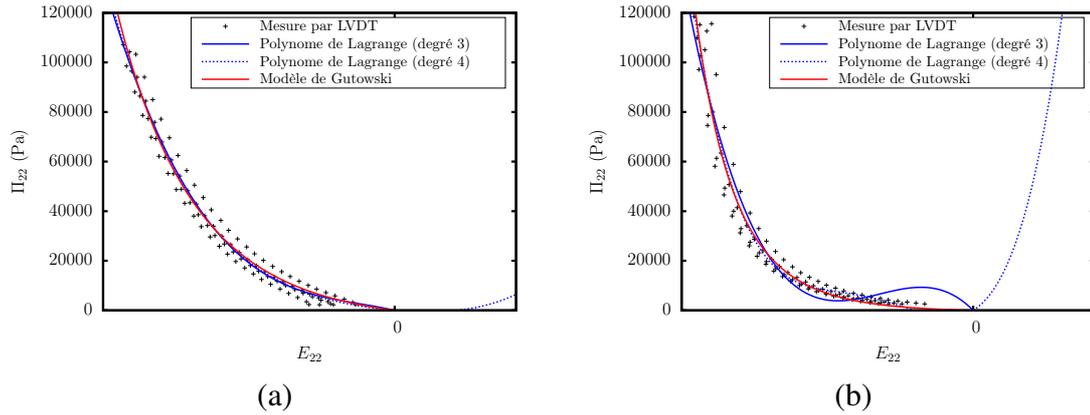


Figure 5.11: Modélisation des lois de comportement pendant les phases de charge (a) et de décharge (b) du cycle d'essai.

5.4 Simulation du comportement des préformes

Cette dernière partie aborde la résolution du problème de mécanique défini à l'équation 5.21 associée aux lois de comportement caractérisées sur les renforts de l'étude. Sera premièrement présenté l'algorithme de Newton-Raphson utilisé pour résoudre le problème non-linéaire. Puis, un cas test de simulation permettra de vérifier la bonne implémentation et résolution du problème.

5.4.1 Résolution du problème avec un algorithme de Newton-Raphson

Principe de la méthode

En utilisant l'équation 5.21, le résidu de la formulation Lagrangienne totale $R(\mathbf{u}, \mathbf{w})$ est défini par :

$$R(\mathbf{u}, \mathbf{w}) = \langle \mathbf{S}(\mathbf{u}), \dot{\mathbf{E}}(\mathbf{w}) \rangle_{\Omega_0} - \langle \mathbf{F}\mathbf{S}(\mathbf{u})\mathbf{N}, \mathbf{w} \rangle_{\partial\Omega_{0,N}} - \langle \mathcal{J}\mathbf{f}, \mathbf{w} \rangle_{\Omega_0}, \forall \mathbf{w} \in \mathcal{H}_0^1(\Omega) \quad (5.36)$$

et représente la différence entre les efforts internes et les efforts externes représentés sur la configuration initiale du problème. On peut remarquer que ce problème peut faire intervenir des non linéarités associées aux matériaux mais également des non linéarités dites géométriques associées à l'évolution des chargements externes en fonction du déplacement de la géométrie. Pour résoudre ce problème, l'algorithme de Newton-Raphson piloté en force et implémenté dans le code Z-set est utilisé. En partant de l'état initial défini par $(\mathbf{u}_0, \mathbf{w})$, la résolution est basée sous la forme d'un algorithme de prédiction-correction. La correction δ_u recherchée est exprimée à partir d'un développement limité de Taylor du premier ordre s'écrivant :

$$R(\mathbf{u}_0 + \delta_u, \mathbf{w}) \approx R(\mathbf{u}_0, \mathbf{w}) + \frac{\partial R(\mathbf{u}_0, \mathbf{w})}{\partial \mathbf{u}} \delta_u = 0 \quad (5.37)$$

où la correction δu est alors définie par :

$$\delta_u = - \left(\frac{\partial R(\mathbf{u}_0, \mathbf{w})}{\partial \mathbf{u}} \right)^{-1} R(\mathbf{u}_0, \mathbf{w}) \quad (5.38)$$

Cette correction permet alors de définir un nouvel état $(\mathbf{u}_1, \mathbf{w}) = (\mathbf{u}_0 + \delta_u, \mathbf{w})$ associé à un nouveau résidu $R(\mathbf{u}_1, \mathbf{w})$. La correction δ_u n'étant pas exacte alors $R(\mathbf{u}_1, \mathbf{w}) \neq 0$. Il est donc nécessaire de reproduire la procédure de manière itérative de manière à réduire progressivement le résidu $R(\mathbf{u}_k, \mathbf{w})$ (avec k l'itération considérée). Un critère d'arrêt doit être défini pour stopper le système itératif. Dans le code Z-Set, le critère de convergence utilisé est défini tel que $\frac{|R(\mathbf{u}_k, \mathbf{w})|}{|F_{ext,k}|} < 10^{-3}$ où $F_{ext,k}$ représente le vecteur force généralisé associé à l'ensemble des conditions aux limites imposées au système à l'itération k .

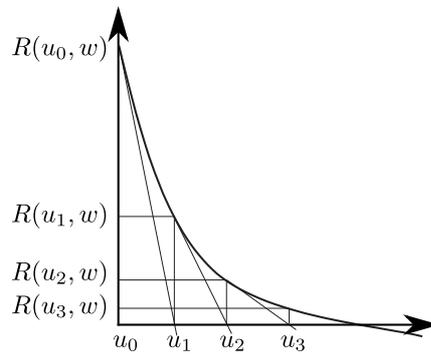


Figure 5.12: Représentation du comportement associé à la méthode de Newton-Raphson [30].

Limitation de la méthode

En règle générale, la résolution d'un problème avec un pilotage en force, tel que l'algorithme de Newton-Raphson présenté, convient bien tant que les forces internes du système sont des fonctions régulières du déplacement (sans phénomène de rigidification important). Comme le présente la figure 5.13, ces comportements ne concernent qu'une minorité de cas et d'autres modes de pilotages ont donc été développés. Par exemple, si la

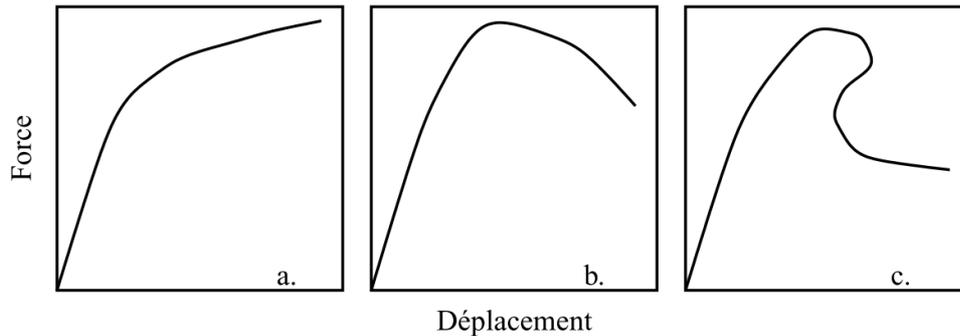


Figure 5.13: Différents types de réponses mécaniques selon Besson & al [186]: (a) charge croissante avec couple unique dans tous les cas. (b) courbe charge déplacement avec charge limite présentant plusieurs solutions pour une charge donnée. (c) courbe charge déplacement avec rebroussement en déplacement présentant plusieurs solutions en charge pour un déplacement donné.

réponse du système présente une limite en charge, un pilotage en déplacement est à privilégier. En revanche, s'il existe des points de rebroussement ou des bifurcations, il convient d'utiliser des modes de pilotages mixtes en chargement-déplacement [187]. Ces derniers sont très performants pour suivre des chemins de chargement présentant des accidents de type bifurcations ou rebroussements. Néanmoins, ces méthodes sont difficiles à utiliser dès qu'il s'agit d'atteindre un état de chargement défini [188].

Compte tenu du caractère fortement rigidifiant des préformes et de l'espace de définition restreint du modèle de Gutowski (comportement asymptotique du modèle) les simulations pouvant être réalisées avec un algorithme classique de type Newton-Raphson ont montré des problèmes de convergence importants. D'autres méthodes de résolution pourraient être envisagées mais n'ont pas été testées dans ces travaux.

Tenant compte de ces difficultés, même si le modèle de Gutowski présente une plus grande capacité à représenter le comportement des préformes, le choix s'est orienté ici sur le modèle polynomial d'ordre 3 modélisé sur la phase de charge uniquement. La fonction étant régulière et non bornée dans l'espace des déformations, l'utilisation d'un algorithme de Newton-Raphson est alors bien adapté. Ce choix a également été motivé par le fait que le cycle de charge (bien représenté par ce modèle), permet de majorer l'effet du gonflement dans le procédé. C'est donc ce comportement qui sera simulé dans la suite de l'étude.

5.4.2 Validation des outils sur un cas test de validation

La validation de l'implémentation de la loi de comportement dans un cadre Lagrangien en grandes déformations est réalisée sur un cas de simulation simple (figure 5.14). Un domaine carré de dimensions unitaires est utilisé pour ce cas test. Une contrainte est imposée sur le bord supérieur et une pression hydrostatique sur l'ensemble du domaine. Des conditions aux limites en déplacement permettent de se placer dans les mêmes conditions que les essais de compaction avec lesquels ont été établies les lois de comportement. Le cycle de charge décrit sur la figure 5.14 montre que les contraintes imposées sont dissociées. Ce cycle permet alors d'appréhender deux phénomènes, la compaction initiale des préformes sèches et le gonflement de la préforme dû à la pression fluide. La résolution du problème est réalisée avec une formulation Lagrangienne totale dans un état de déformations².

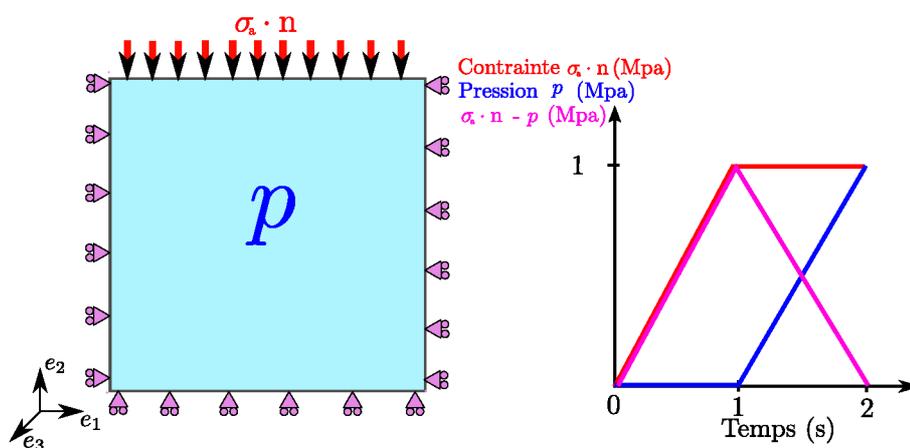


Figure 5.14: Conditions aux limites imposées pour le cas test de simulation.

La première phase de l'essai ($t \in [0; 1]$) correspond à la phase de compression des préformes sèches. La figure 5.15 représente l'évolution de l'épaisseur de la préforme en fonction de la contrainte appliquée. La figure 5.15 (a) montre que le comportement contrainte-épaisseur simulé correspond aux points expérimentaux utilisés pour établir les lois de comportement (courbe en référence à la figure 5.10).

La seconde phase de l'essai ($t \in [1; 2]$) simule l'effet d'une pression fluide agissant sur l'ensemble du domaine. Pendant cette phase, le bilan de forces dans la direction transverse s'écrit :

$$\sigma_{22} = \sigma_a - p \quad (5.39)$$

Ce bilan montre que la déformation de la préforme associée à la contrainte interne σ_{22} dépend de la différence entre la pression hydrostatique et la contrainte σ_a (schématisée en figure 5.14). Dans ce cas, la pression fluide contrebalance l'effet de la contrainte σ_a . Ainsi, l'augmentation linéaire de la pression engendre un chargement global $\sigma_a - p$ symétrique à la première phase. La figure 5.15 (b) permet d'observer la symétrie de comportement et le retour à l'épaisseur initiale e_0 au temps $t = 2$ s.

2. Un état de déformation plane est défini pour résoudre le problème mais, compte tenu des coefficients de poissons définis nuls, la solution est identique à celle pouvant être obtenue avec un état de contrainte plane.

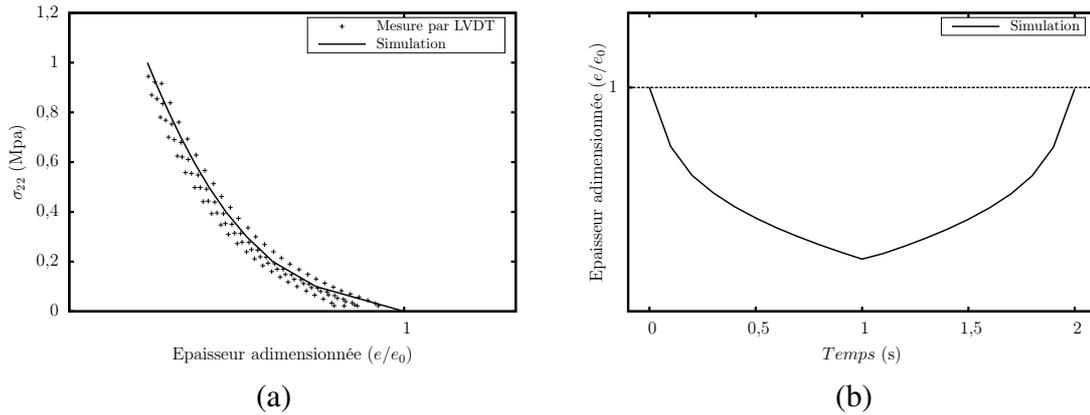


Figure 5.15: Évolution de l'épaisseur de la préforme en fonction de la contrainte (a) et du temps (b).

5.5 Conclusion

Ce chapitre a permis d'établir le cadre numérique utilisé pour traiter les grandes déformations des préformes pendant l'infusion. A partir d'une courbe expérimentale, un comportement transverse des préformes a été reproduit numériquement par le biais d'une mesure de déformation de Green-Lagrange conjuguée au second tenseur des contraintes de Piola-Kirchoff. La distinction du comportement sec et humide des préformes est modélisé par un modèle Terzaghi. Ce dernier représente l'interaction fluide-structure par le biais de la contrainte hydrostatique imposée par le fluide. La caractérisation des préformes a montré que de nombreux enjeux et problématiques sont encore associés à la modélisation du comportement transverse des préformes. Des incertitudes persistent sur la définition de l'épaisseur des préformes lorsqu'elles ne sont pas contraintes. Enfin, la simulation des lois de comportement montre de nombreuses limitations associées au mode de pilotage. En effet, le comportement très fortement rigidifiant des préformes peut engendrer des problèmes numériques pour converger vers la solution. Dans les simulations réalisées, un algorithme de Newton-Raphson est utilisé pour piloter le problème en contrainte mais a nécessité d'utiliser une loi de comportement moins représentative des essais. Au regard des hypothèses posées, la modélisation du comportement des préformes reste limitée à une première approche de ces phénomènes dans la simulation du procédé mais permet de représenter convenablement un essai expérimental.

6 Simulation du procédé de fabrication par infusion

Sommaire

- 6.1 Modélisation d'une infusion
- 6.2 Résultats et confrontation avec les observations expérimentales
- 6.3 Vers un changement d'échelle de modélisation
- 6.4 Conclusion

Introduction

La simulation du procédé de fabrication par infusion est abordée ici. Afin d'appréhender cette problématique, la première partie détaillera l'algorithme de couplage utilisé pour prendre en compte l'ensemble des modèles, et des phénomènes abordés dans les chapitres précédents. Cette partie présentera également les hypothèses nécessaires à la définition et la représentation des géométries dans les simulations. Dans un second temps, les outils de simulation seront appliqués à la représentation numérique de l'infusion des plaques élaborées pour l'étude. En analysant l'influence des paramètres du procédé (perméabilité, déformation), cette partie présentera les confrontations avec les résultats expérimentaux. Ces résultats permettront d'envisager des perspectives à ce travail concernant les problématiques associées la simulation du procédé sur des pièces complexes et de grandes dimensions, ainsi que les difficultés liées à un changement d'échelle de modélisation sera proposée.

6.1 Modélisation d'une infusion

Cette section traite de la simulation du procédé par infusion via la mise en application des outils présentés et validés dans les chapitres précédents. L'objectif est ici de présenter l'algorithme de couplage du problème complet, pour ensuite présenter les géométries 2D et 3D simulées.

6.1.1 Algorithme de couplage gestion du taux volumique de fibre

Algorithme de couplage

Le couplage entre les problèmes de mécanique des fluides (Stokes-Darcy), de mécanique des solides et la gestion des interfaces mobiles (par méthode Level-Set) est réalisé via un algorithme de couplage faible. L'algorithme séquentiel utilisé pour simuler les

infusions est schématisé sur la figure 6.1. Une initialisation des fonctions level-set (représentant les interfaces Stokes-Darcy $\Gamma_{s/d}$ et le front de fluide Γ_f) ainsi que du tvf des renforts permet de définir l'état initial du problème. Ensuite, la simulation de l'infusion est réalisée par la résolution séquentielle de chacun des problèmes de mécanique des solides, de mécanique des fluides et du problème Level-Set. A l'issue de la résolution de

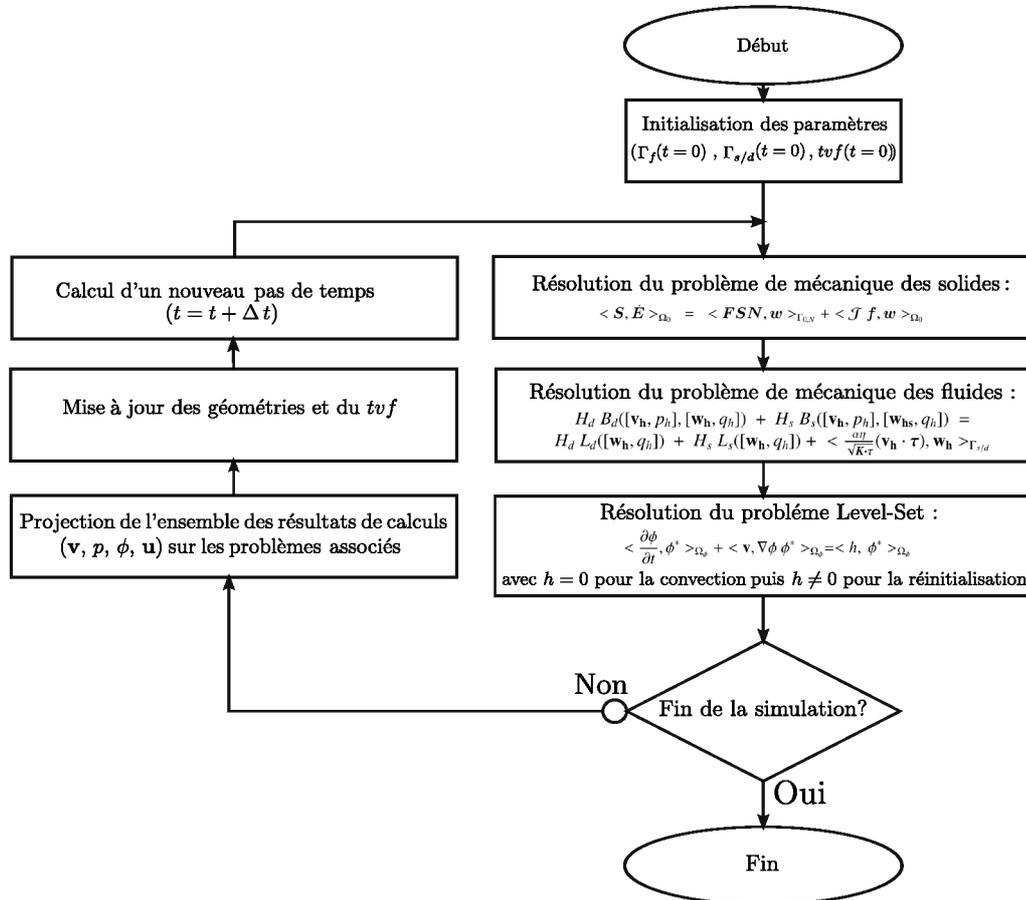


Figure 6.1: Schéma de l'algorithme de couplage utilisé pour la simulation des infusion

ces problèmes, l'état du système permet de définir si l'infusion est terminée ou non. Si l'infusion n'est pas terminée, alors les résultats des simulations sont mis à jours/partagés avec les problèmes associés :

- Le problème de mécanique récupère la nouvelle position du front de fluide ainsi que la pression du fluide.
- Le problème de mécanique des fluides récupère le déplacement du domaine.
- Le problème Level-Set récupère le déplacement du domaine ainsi que la vitesse du fluide.

A la suite de ces transferts d'informations, les maillages/géométries des problèmes de mécanique des fluides et du problème de Level-set sont mis à jour pour prendre en compte l'état de déformation du système ainsi que de la modification du taux volumique de fibre associé.

Initialisation et gestion du taux volumique de fibres

Le taux volumique de fibres est un paramètre majeur du procédé car il influe sur la perméabilité du système et donc sur l'écoulement de la résine. Cette grandeur étant dépendante du milieu considéré (le drainant ou la préforme) ainsi que de l'état de déformation du milieu, des traitements spécifiques doivent être utilisés pour l'initialiser et suivre son évolution. A l'état initial du problème, la fonction Level-Set caractérisant l'interface Stokes-Darcy $\Gamma_{s/d}$ est utilisée afin de définir (initialiser) le tvf sur le domaine. Les fonction Level-Set et les taux volumiques de fibres sont définis comme des paramètres externes au problème et sont stockés aux nœuds du maillage. Alors en utilisant $\phi_{s/d}$, la fonction distance signée associée à l'interface Stokes-Darcy (avec $\phi_{s/d} > 0$ dans le domaine de Stokes), et en définissant le taux volumique de fibre initial tvf_0 de la préforme supposée homogène, l'initialisation du tvf est réalisée sur les nœuds du domaine de calcul par :

$$tvf(\mathbf{x}) = \begin{cases} tvf_0 & \text{si } \phi_{s/d}(\mathbf{x}) \leq 0 \\ 0 & \text{si } \phi_{s/d}(\mathbf{x}) > 0 \end{cases} \quad (6.1)$$

Ensuite, différentes méthodes peuvent être utilisées pour gérer l'évolution du taux volumique de fibre des préformes. Ces méthodes sont toutes basées sur une résolution de la conservation de la masse de fibre pendant le procédé et sont présentées en Annexe D. Dans ces travaux, l'évolution du taux volumique de fibre est traitée via l'évolution de la transformation du système caractérisée par le Jacobien associé (équation 5.3). En faisant une hypothèse d'incompressibilité des fibres ($\frac{\partial \rho_f}{\partial t} = 0$), l'évolution du taux volumique de fibres est inversement proportionnelle à la variation de volume due à la déformation du milieu. Ainsi, entre deux instants t_1 et t_2 , l'évolution du taux volumique de fibre en un point \mathbf{x} (défini sur la configuration initiale) est régie par la relation :

$$\frac{tvf(x, t_1)}{\mathcal{J}(\mathbf{F}_\Omega(x, t_1))} = \frac{tvf(x, t_2)}{\mathcal{J}(\mathbf{F}_\Omega(x, t_2))} \quad (6.2)$$

où $\mathbf{F}_\Omega(x, t)$ définit la transformation du domaine de calcul Ω au point \mathbf{x} et au temps t et \mathcal{J} le Jacobien de la transformation (équation 5.3). Dans ces travaux, une formulation Lagrangienne Totale étant utilisée, c'est l'état initial du système qui est utilisé comme état de référence connu. Enfin, il est nécessaire de préciser que lors de la résolution du problème de mécanique des solides par éléments finis, le jacobien de la transformation est le plus souvent spécifié sur les éléments du maillage (constant par élément en utilisant, comme ici, des éléments linéaires en déplacement) et rarement aux nœuds utilisés pour stocker le taux volumique de fibre. Ainsi, pour calculer l'évolution du taux volumique de fibre en un nœud du maillage, une valeur nodale du jacobien est ici définie en calculant une moyenne sur les éléments contigus au nœud considéré¹ (figure 6.2).

Ce taux volumique de fibre est ainsi utilisé dans le problème fluide pour calculer la perméabilité aux points d'intégration du maillage, mais il est également utilisé dans le problème Level-Set pour la définition de la vitesse de convection du fluide. En effet, la vitesse issue du modèle de Darcy correspond à une « vitesse en fût vide » [55], encore

1. Une autre approche pourrait consister à définir des taux volumiques de fibres constants par élément. Toutefois, la discontinuité de taux volumique de fibre engendre également une définition discontinue de la perméabilité. Cette représentation, moins riche, nécessiterait alors plus d'éléments pour représenter des singularités ou des zones à fortes variations d'orientations.

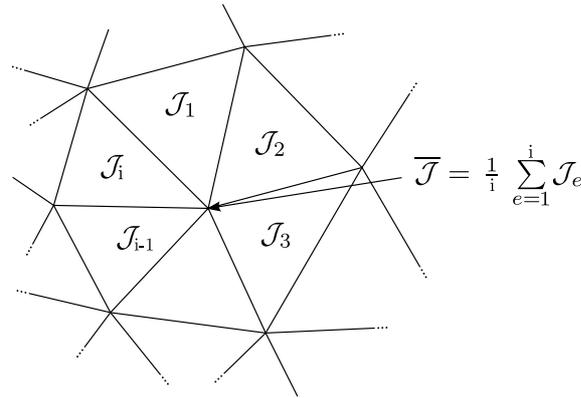


Figure 6.2: Définition d'un Jacobien nodal par moyenne sur les éléments contigus, pour le calcul du taux volumique de fibre.

appelée vitesse superficielle [104]. Cette vitesse correspond à une vitesse moyenne sur le volume apparent, calculée (dans les essais réalisés par Darcy, Annexe A) comme le rapport entre le débit dans la conduite rapportée à la section de la canalisation. Ainsi, cette définition ne prend pas en compte le fait que seul une fraction du matériau participe à l'écoulement (les espaces entre les fibres). Afin d'être cohérente avec la définition de la perméabilité, mais également avec les mesures réalisées en régime insaturé [116–120] (utilisant les solutions analytiques définies en Annexe B) la vitesse réelle moyenne de déplacement du fluide doit être définie par :

$$\mathbf{v}_c(\mathbf{x}) = \frac{\mathbf{v}(\mathbf{x})}{1 - tvf(\mathbf{x})} \quad (6.3)$$

avec \mathbf{v}_c la vitesse de convection utilisée pour déplacer la Level-Set, et \mathbf{v} la vitesse issue de la résolution du problème fluide. Avec cette définition, la vitesse issue du problème de Stokes reste inchangée (car le tvf est nul) tandis que la vitesse dans le domaine de Darcy est modifiée proportionnellement à l'espace poral de la matière dans lequel le fluide se propage (espace poral défini comme $1 - tvf$).

6.1.2 Modélisations du procédé et conditions aux limites imposées

Géométries, maillages et paramètres de simulation

Pour modéliser les géométries représentatives des procédés industriels visés, un compromis entre une description détaillée réaliste et un nombre de nœuds raisonnable doit être effectué. Une description trop fine de la géométrie introduit nécessairement des coûts de calcul déraisonnables. De plus, cela peut également être non représentatif vis-à-vis des échelles d'homogénéisation considérées (et la définition associée à un VER : Volume Élémentaire Représentatif). Pour les cas d'infusions issus du plan d'expérience, un rappel des géométries et consommables utilisés expérimentalement est proposé sur la figure 6.3.

Sur cette figure, une vue de dessus est représentée ainsi qu'une vue de coupe. Pour modéliser les éléments du procédés, seuls la préforme fibreuse et le drainant inférieur sont considérés (l'influence du tissu d'arrachage est supposée négligeable). Les géométries de la préforme et du drainant sont modélisées comme des entités géométriques idéalisées.

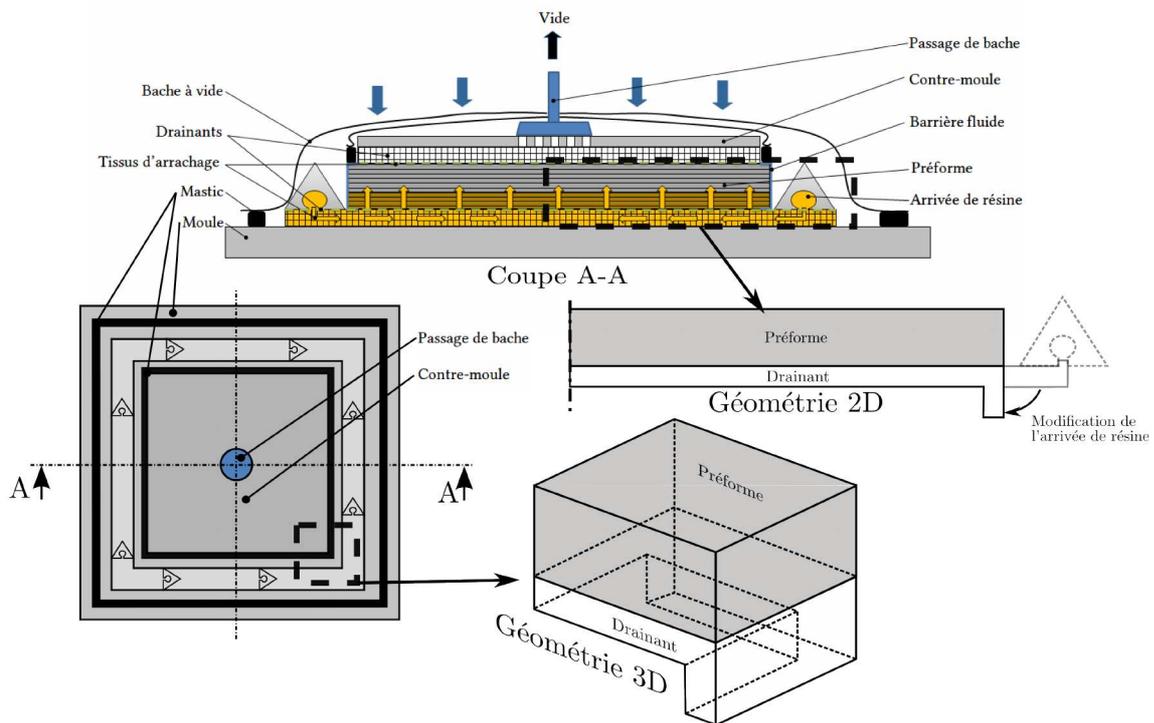


Figure 6.3: Géométries 2D et 3D utilisées pour modéliser le procédé.

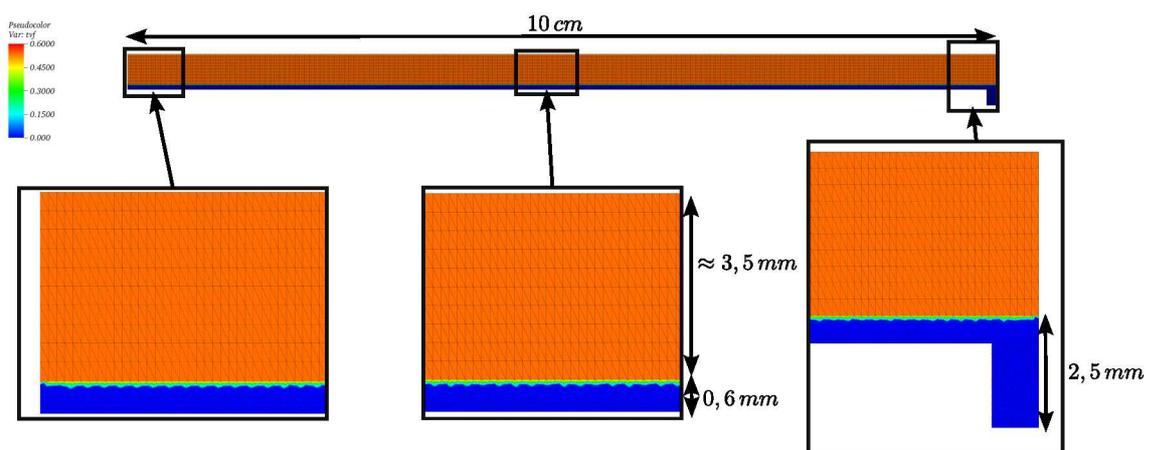


Figure 6.4: Maillage 2D et définition du taux volumique de fibres pour la simulation de l'infusion d'une préforme plane.

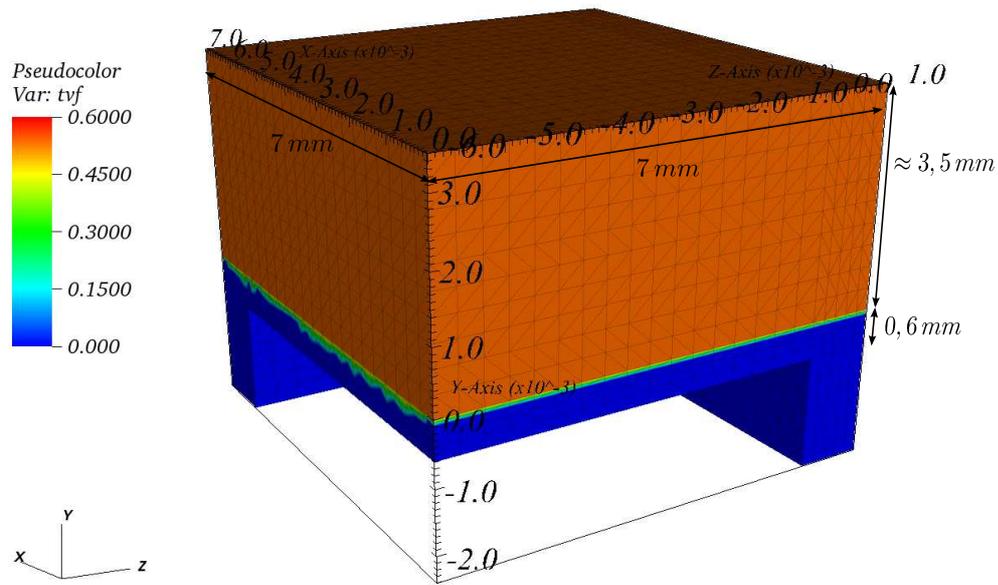


Figure 6.5: Maillage 3D et définition du taux volumique de fibres pour la simulation de l'infusion d'une préforme plane.

Expérimentalement, l'arrivée de la résine dans le drainant est assurée via des tuyaux en « Omega »; numériquement, une modification de la forme de l'arrivée de résine est considérée (figure 6.3). L'arrivée de la résine est tournée de 90° pour faciliter l'initialisation du front de résine dans cette dernière.

Deux géométries ont été modélisées, la première, en 2D, est basée sur la vue de coupe A-A présentée en figure 6.3. La seconde en 3D permet de simuler l'imprégnation de la préforme en modélisant une singularité (coin) dans le drainant. Les figures 6.4 et 6.5 représentent les géométries et les dimensions considérées. La géométrie utilisée dans le cadre tridimensionnel est petite car le nombre d'éléments nécessaires à la modélisation de l'ensemble de la préforme n'est pas accessible dans un temps raisonnable sans le développement et l'utilisation d'outils de parallélisation performants. De même, la longueur des pièces infusées numériquement en 2D a été réduite à 10 cm contre $17,5\text{ cm}$ pour les plaques expérimentales (plaques de $35 \times 35\text{ cm}$). L'objectif était ici de réduire la dimension du système à résoudre afin de réduire les temps de calculs (sans parallélisation). Les premiers résultats de simulation permettront de discuter et justifier ce choix de modélisation.

Les maillages utilisés sont réalisés avec le logiciel Gmsh© [189] et sont représentés sur les figures 6.4 et 6.5 où l'état initial du système en terme de tvf est représenté (équation 6.1). Le tableau 6.1 recense les caractéristiques des maillages utilisés. Les tailles de mailles caractéristiques utilisées dans le drainant sont de $0,1\text{ mm}$ en 2D, $0,15\text{ mm}$ en 3D et de l'ordre de $0,3\text{ mm}$ dans l'épaisseur de la préforme. Comme cela a été présenté, la taille de maille conditionne certains paramètres du modèle et notamment ceux associés aux fonctions Level-Set (épaisseurs de transitions ϵ_H notamment et défini à l'équation 4.36). Le tableau 6.2 synthétise les paramètres définis dans les simulations. Sauf mention

	2D	3D
Nombre de nœuds	15196	11732
Nombre d'éléments	28307	59499
Nombre de degrés de liberté (\mathbf{v}, u, p, ϕ)	91176	93856
Nombre d'éléments dans l'épaisseur du drainant	6	4
Nombre d'éléments dans l'épaisseur de la préforme	10	10

Tableau 6.1: Caractéristiques des maillages 2D et 3D réalisés.

contraire, ces paramètres ont été utilisés pour toutes les simulations de ce chapitre.

Enfin, le dernier choix concerne la définition des pas de temps automatiques des simulations. Les paramètres utilisés sont définis dans le tableau 6.3. Les distances caractéristiques (correspondant à un incrément de déplacement présenté à la section 4.1.3) sont définies pour assurer un faible déplacement du fluide au début de l'infusion (passage de la buse verticale au drainant horizontal) puis, le déplacement est augmenté pour le remplissage du drainant. Conformément à l'adaptation du pas de temps proposé au tableau 6.3.

Paramètres	valeurs
Problème de Stokes	
c_1	1
Problème de Darcy	
c_u	1
c_p	1
$L_0 (m)$	0,01
Problème Level-Set	
$\check{\phi}$	$\check{\epsilon} \tanh \frac{\phi}{\check{\epsilon}}$
$\check{\epsilon} (m)$	0,0005
θ	0,5
$\text{signe}(\alpha)$	$\frac{\alpha}{\sqrt{\alpha^2 + \ \nabla \alpha\ ^2 h_c^2}}$
$\tau^* (s)$	0,0002
N_{τ^*}	1
Gestion des interfaces	
H_f	H_{sin}
$\epsilon_H (m)$	0,0002
H_s et H_d	méthode SLR
α	0,01

Tableau 6.2: Paramètres du modèle pour la simulation des infusions.

2D	
Paramètres	Valeurs
L_s (m)	0,0001 pour $t \in [0; 0,01]$ puis 0,0025
L_d (m)	0,0006
Δt_0 (s)	0,0001

3D	
Paramètres	Valeurs
L_s (m)	0,0001 pour $t \in [0; 0,7]$ puis 0,0025
L_d (m)	0,0006
Δt_0 (s)	0,0001

Tableau 6.3: Paramètres du modèle pour le calcul des pas de temps automatiques.

Propriétés matériaux et conditions aux limites

Les propriétés transverses des matériaux en termes de perméabilité et de comportement mécanique ont été caractérisés et définis dans les chapitres 3 et 5. A cela, il est nécessaire d'ajouter les propriétés dans le plan des préformes ainsi que le comportement du drainant. Concernant le drainant, la déformation mécanique de ce dernier est supposée négligeable devant la déformation mécanique de la préforme et son comportement mécanique est modélisé par un comportement isotrope rigide avec un module d'Young de 200 GPa (module équivalent à un acier) et un coefficient de poisson nul. De même, le comportement mécanique dans le plan du renfort est modélisé comme étant isotrope et avec un module de 200 GPa . La perméabilité des préformes dans le plan est supposée isotrope et définie comme étant 100 fois supérieure à la perméabilité transverse mesurée ($K_p(tvf) = 100 K_r(tvf)$). Enfin, il est nécessaire de rappeler que la simulation de l'infusion concerne l'imprégnation d'une préforme fibreuse par de la résine. L'air initialement présent dans la préformes est modélisé avec les même hypothèses que la résine (comportement Newtonien incompressible). Cette hypothèse est forte mais n'est pas critique tant qu'aucune zone d'air n'est piégée dans la préforme. Techniquement, si ce phénomène apparaît, alors cela signifie que la stratégie d'infusion doit être modifiée. Dans les simulations, la viscosité de l'air est petite devant celle de la résine et définie 100 fois inférieure à cette dernière.

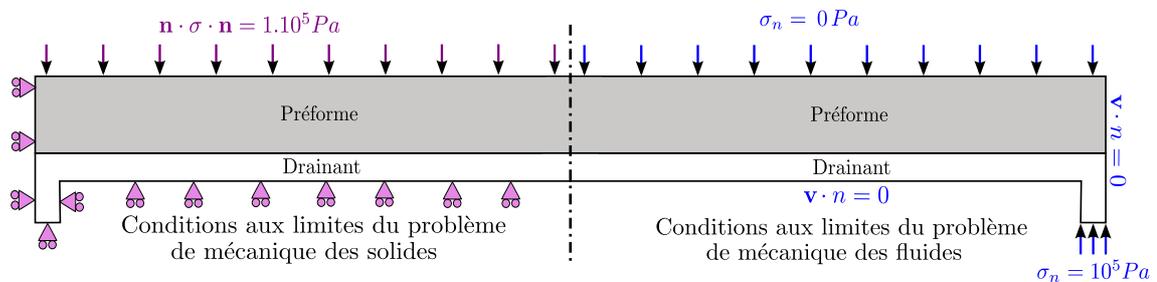


Figure 6.6: Conditions aux limites considérées pour la simulation de l'infusion.

Les conditions aux limites du problème de mécanique des solides et de mécanique des fluides sont représentées sur la figure 6.6. Les conditions aux limites du problème de mécanique des solides correspondent à une condition en contrainte normale appliquée sur la surface supérieure de la préforme et représentent la pression atmosphérique sur la préforme. Des conditions de contact glissant sont imposées sur toutes les autres frontières du domaine. Pour le problème de mécanique des fluides, une contrainte normale modélisant la pression atmosphérique est imposée à l'entrée du drainant. Une contrainte normale nulle est imposée sur la surface supérieure de la préforme modélisant la pression imposée par la pompe à vide. Sur l'ensemble des autres frontières du domaine, des conditions de vitesse normale nulle sont imposées (parois imperméables).

6.2 Résultats et confrontation avec les observations expérimentales

Ces modélisations numériques ont été appliquées à l'ensemble des configurations du plan d'expérience. Cette section présente une analyse des résultats obtenus par la simulation, ils seront confrontés aux résultats expérimentaux issus du suivi de procédé, mais également à des observations de la littérature. Cette section sera séparée en deux parties, la première présentera les résultats et observations réalisées sur une configuration ; la configuration AU_UD_0 dont l'écoulement a été prouvé expérimentalement comme étant Darcéen. La seconde réalisera une synthèse des résultats obtenus sur l'ensemble des configurations du plan d'expérience.

6.2.1 Simulation de l'infusion de la configuration AU_UD_0

Afin de représenter les phénomènes et mécanismes d'imprégnation, un focus détaillé des simulations réalisées sur la configuration AU_UD_0 sera présenté avec pour objectifs d'appréhender :

- les enjeux associés à une simulation 2D ou 3D des écoulements,
- l'amplitude des déformations et leur influence sur le remplissage,
- les incertitudes associées à la modélisation de la perméabilité des préformes.

Simulations 2D et 3D du procédé

Les premiers résultats présentés sont issus des simulations 2D et 3D du procédé. Les figures 6.7 et 6.8 définissent l'état des simulations à différents temps caractéristiques de la simulation. On peut observer sur ces deux simulations que le remplissage s'effectue en deux temps, le premier correspond au remplissage du drainant et dure environ 3 s. Pendant cette première étape, le fluide commence à imprégner très légèrement la préforme mais la zone reste limitée à la première couche d'éléments de la préforme. L'imprégnation de la première couche d'éléments est incertaine car influencée par l'évolution des viscosités (résine et air) dans la zone de mélange au front de fluide et les pertes de charge engendrées lorsque la préforme n'est pas imprégnée par la résine (*c.f.* annexe B.1.2). Ensuite, dès que le drainant est rempli, l'imprégnation de la préforme commence dans la direction transverse. Pendant l'imprégnation le front de fluide est parfaitement horizontal. Cette décomposition des étapes de remplissage du drainant et de la préforme fait partie des hypothèses expérimentales posées, et, est caractéristique des écoulements d'une zone fluide

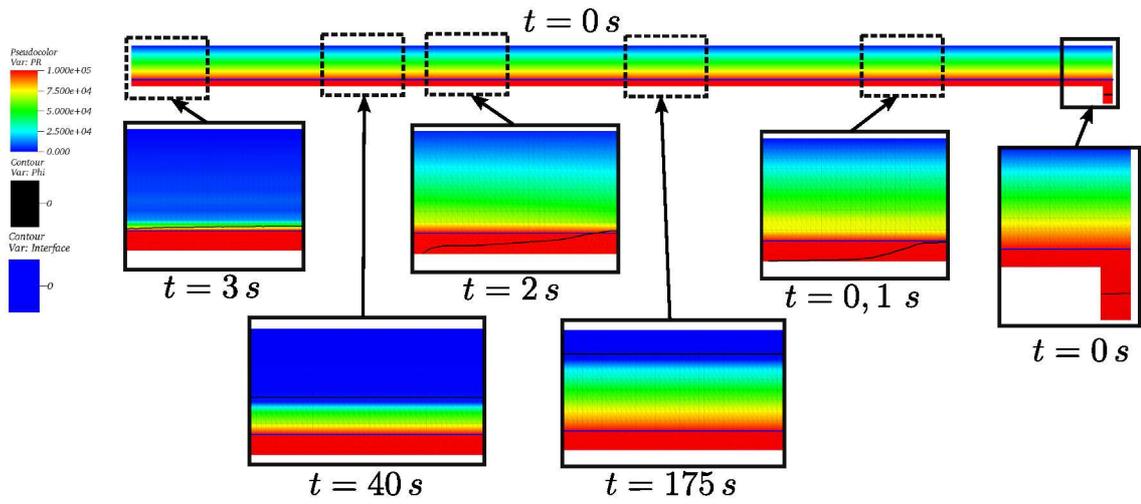


Figure 6.7: Simulation 2D de l'infusion d'une préforme plane.

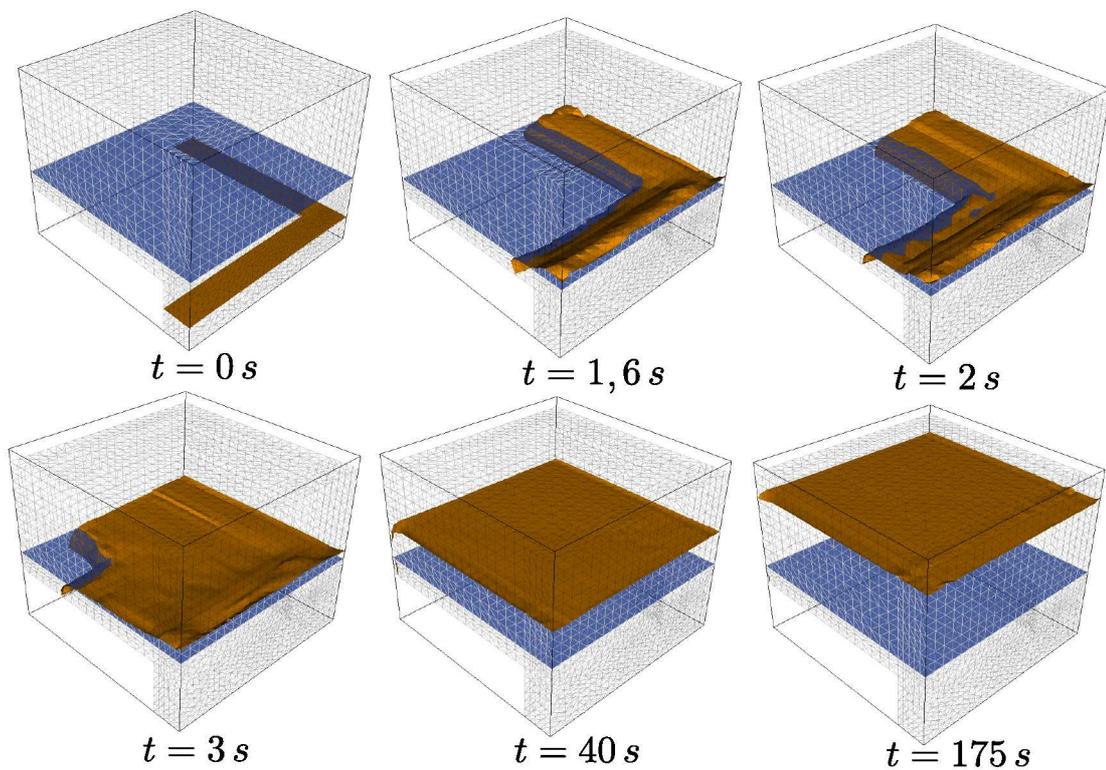


Figure 6.8: Simulation 3D de l'infusion d'une préforme plane.

vers des milieux très peu perméables.

Afin de définir l'imprégnation de chaque pli, une nouvelle fonction Level-Set a été utilisée pour représenter la position des plis dans la préforme (elle est notée ϕ_{plis}). Cette Level-Set ne sert pas au calcul, mais est un outil d'analyse et de post-traitement de la simulation. Elle est initialisée telle que sa valeur soit de 0 sur l'interface $\Gamma_{s/d}$ mais n'est pas définie comme une fonction distance car son gradient est défini par $\nabla\phi_{plis} = \frac{1}{\text{épaisseur d'un pli unitaire}} \neq 1$. Ainsi, avec cette définition, ce champ vaut respectivement 1,2,3,...,16 au niveau des inter-plis de la préforme (figure 6.9).

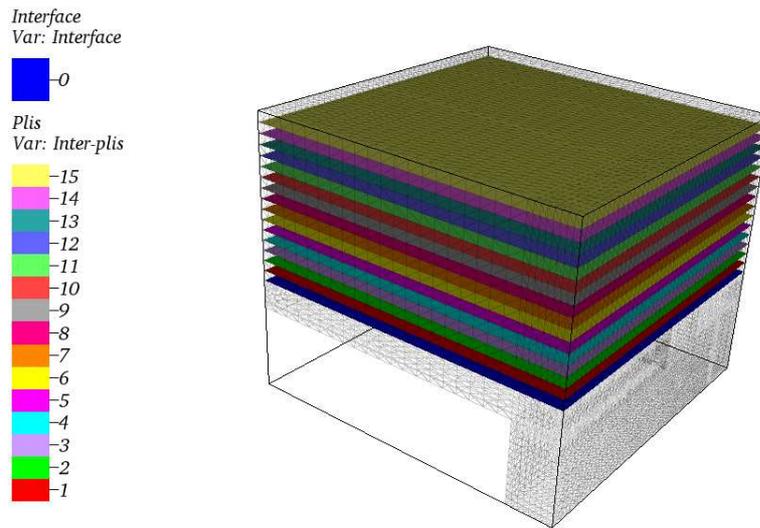


Figure 6.9: Représentation des inter-plis de la préforme par le biais d'une fonction Level-Set.

En introduisant cette fonction Level-Set, la position moyenne du front de fluide (en terme de nombre de plis) est calculée par une intégration de la valeur de ϕ_{plis} sur le front de fluide Γ_f via l'équation :

$$\text{Position du front de fluide (nombre de plis)} = \frac{\int_{\Gamma_f} \phi_{plis} d\Gamma_f}{\int_{\Gamma_f} 1 d\Gamma_f} \quad (6.4)$$

Ainsi, cette définition de la position du front de fluide (en termes de plis imprégnés dans l'épaisseur) peut être confrontée aux résultats expérimentaux issus de la détection par fibres optiques. Sur ce cas de simulation, la figure 6.10 présente une confrontation entre les courbes de remplissage obtenus dans les simulations 2D et 3D. Elle montre que l'imprégnation de la préforme est identique entre les deux approches malgré l'aspect très localisé (de seulement 7 mm de côté) associé à la géométrie 3D. Ces observations sont également réalisées sur l'évolution de l'épaisseur de la préforme pendant le procédé (figure 6.11). Ces simulations montrent que si des géométries sont des profilés (géométrie résultant d'une extrusion), alors l'utilisation d'un drainant permet de simplifier l'analyse à seulement une coupe de la structure². Pour le cas spécifique de la plaque, cette analyse

2. Cet effet reste limité à des pièces de dimensions « raisonnables ». Pour des pièces de très grandes dimensions il y aurait probablement un effet des pertes de charges dans le drainant pour la résine comme

pourrait être réduite à un problème 1D dans l'épaisseur, cependant des plaques constituent des géométries de base très rarement utilisées dans un cadre industriel. Une simulation 2D sera donc conservée dans ces travaux.

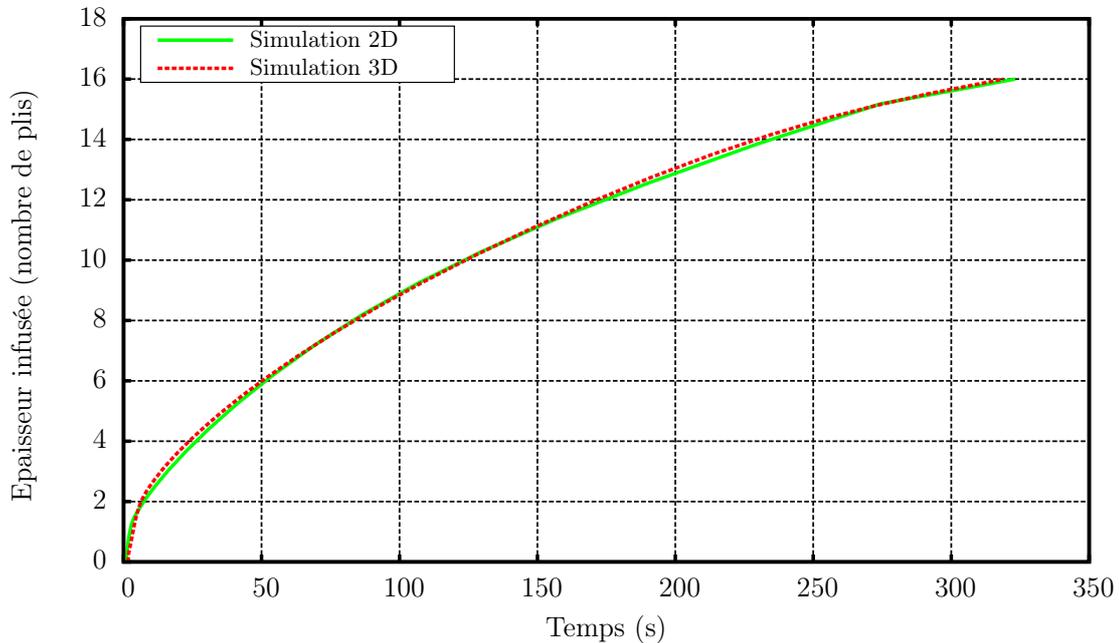


Figure 6.10: Évolution du front de fluide obtenue par simulations 2D et 3D des écoulements.

Influence du gonflement des préformes sur les temps de simulation

La figure 6.11 représente l'évolution de l'épaisseur de la préforme au cours du procédé simulé sur les géométries 2D et 3D. Ces courbes permettent d'observer qu'après une première compaction importante, le gonflement de la préforme est modéré. Sur ces simulations, la mise sous vide initiale de la préforme engendre une modification de l'épaisseur de l'ordre $4/10\text{ mm}$ (correspondant à une variation du taux volumique de fibre moyen de 7%) tandis qu'un gonflement de seulement $1/10\text{ mm}$ (correspondant à 2% en tvf) est observé pendant l'infusion. Avec des préformes présentant des tvf proches de 60% (sous 1 bar de pression) et de faibles gonflement lors de l'infusion, ces résultats montrent qu'atteindre l'objectif de $60\% \pm 3\%$ de tvf n'est pas du premier ordre pour la fabrication de plaques en HiTape®.

Vis-à-vis des temps d'infusion, la figure 6.12 compare ceux obtenus précédemment avec des cas homologues dans lesquels la déformation de la préforme n'est pas simulée. Afin d'encadrer la solution obtenue avec déformation mécanique des préformes, les deux simulations proposées sont réalisées à des tvf fixes de 54% et de 61% (correspondant à l'état non déformé et à l'état compacté avec 1 bar de pression sur la préforme). Les résultats de simulation montrent que la différence, en terme de temps de remplissage, entre une simulation réalisée compactée indéformable est très similaire à son homologue modélisant le gonflement, et donc la variation du tvf , et de la perméabilité au cours du procédé.

pour l'air. Néanmoins, pour de telles applications, l'utilisation d'une seule arrivée de résine est peu probable.

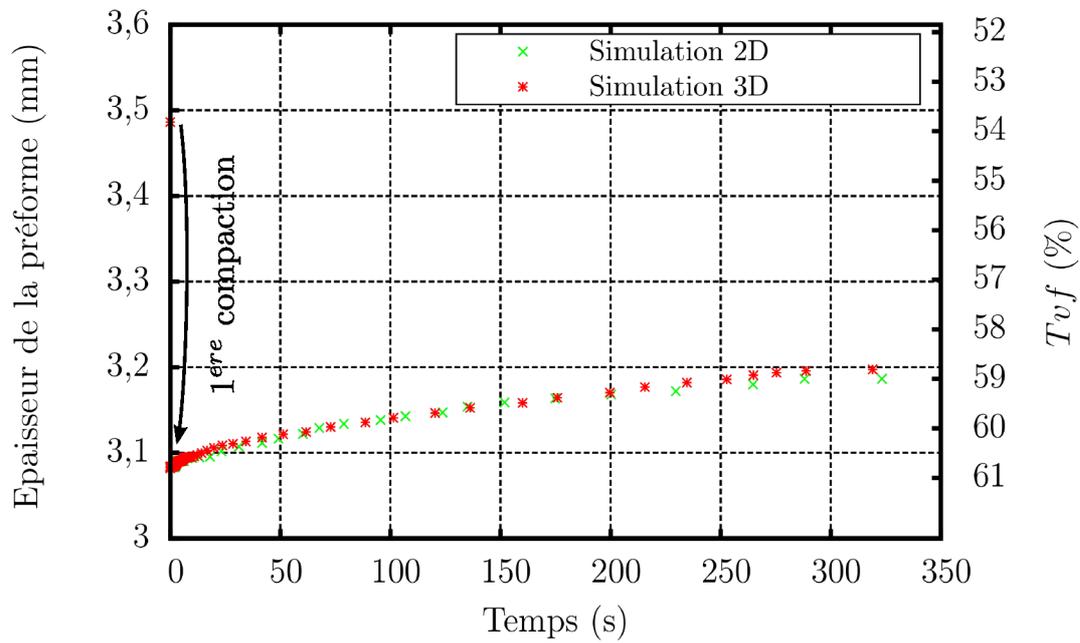


Figure 6.11: Évolutions de l'épaisseur de la préforme au cours de l'imprégnation simulée 2D et 3D.

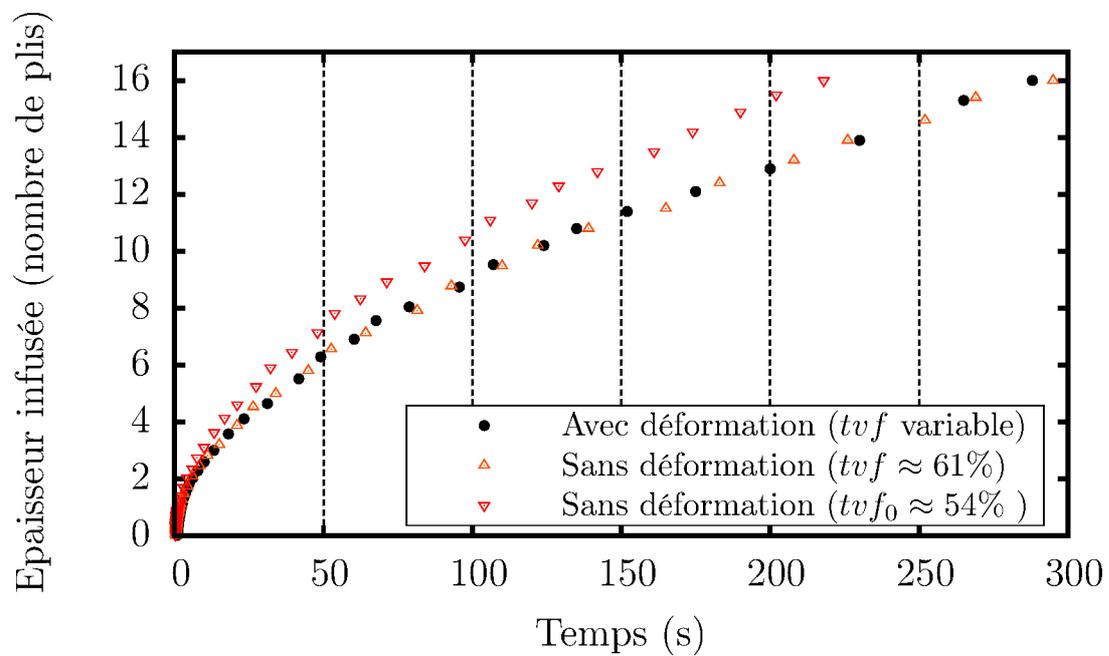


Figure 6.12: Comparaison des temps de remplissage avec et sans modélisation de la déformation des préformes.

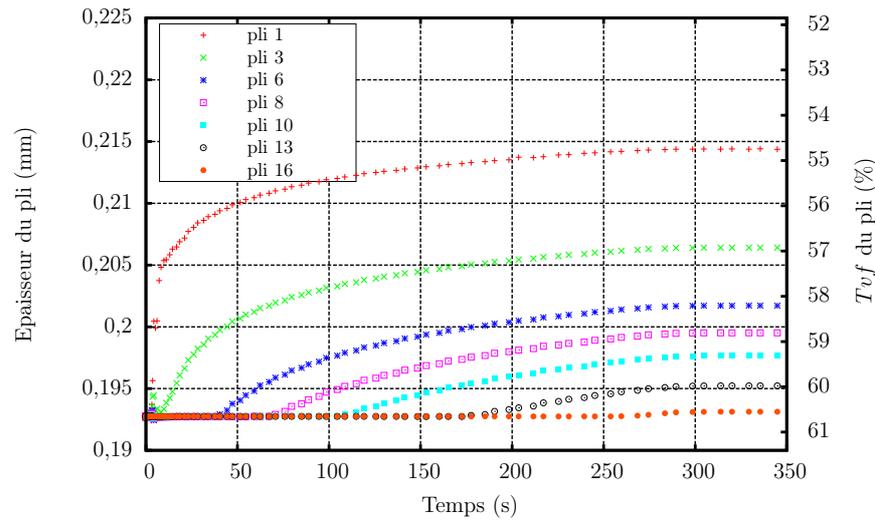


Figure 6.13: Évolution de l'épaisseur simulée et du taux volumique de fibre équivalent de plusieurs plis du stratifié.

En utilisant la fonction ϕ_{plis} définie précédemment, il est possible d'analyser l'évolution de l'épaisseur de chacun des plis de la préforme au cours de l'infusion. La figure 6.13 présente les résultats de cette analyse pour plusieurs plis du stratifié. Ces évolutions montrent que la variation de l'épaisseur moyenne de la préforme (figure 6.11) résulte de variations non homogènes des plis de la préforme. L'imprégnation des plis par la résine modifie la contrainte hydrostatique appliquée par la résine dans le renfort et induit donc un gradient de tvf dans la pièce. Ainsi, le premier pli étant le plus proche de l'interface $\Gamma_{s/d}$, il voit son taux volumique augmenter rapidement en début d'essai pour atteindre une valeur finale proche de 55% de tvf (régie par une pression finale très proche de la pression atmosphérique imposée à l'arrivée de résine). Les évolutions associées aux autres plis sont déphasées dans le temps (du fait du passage du front de fluide) et avec des variations de tvf plus faibles, du fait du gradient de pression dans la pièce.

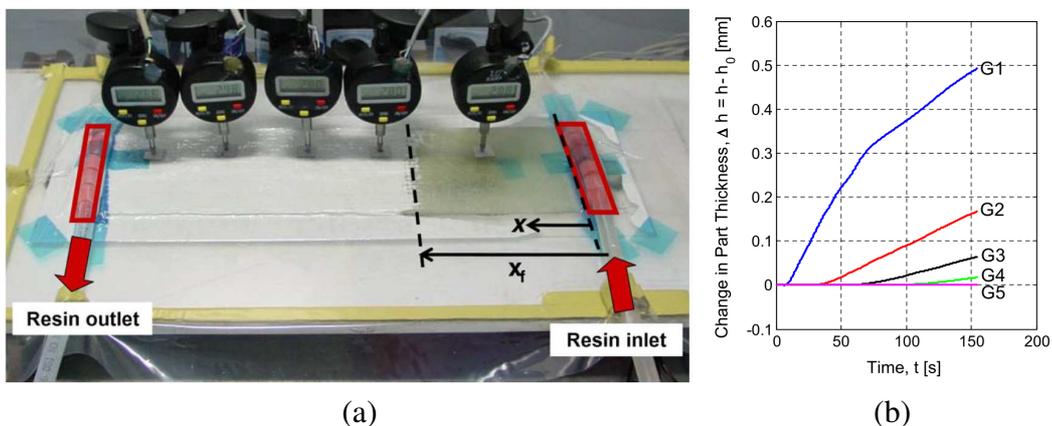


Figure 6.14: Mesure d'épaisseur proposée par Yenilmez *et al.* [169] sur une infusion dans le plan (a), variation observée au cours de l'infusion (b).

L'évolution de l'épaisseur est caractéristique des observations expérimentales et des attentes associées à la modélisation de la déformation des renforts. La figure 6.14 (a)

représente la méthode de caractérisation proposée par Yenilmez *et al.* [169] pour suivre l'évolution de l'épaisseur sur une infusion unidirectionnelle réalisée dans le plan des plis. Une analogie peut être réalisée avec l'écoulement transverse au plan simulé ici car la mesure réalisée (sur la totalité de la préforme) peut être analysée comme un gonflement à une distance de l'arrivée de résine (drainant) et est représentative de l'évolution de l'épaisseur des plis. L'évolution des épaisseurs observées expérimentalement par les 5 capteurs dans [169] (notés G1, G2, G3, G4, G5) est présentée figure 6.14 (b). Ces évolutions caractérisent des phénomènes comparables à ceux évoqués précédemment décrivant un gonflement plus important proche de l'arrivée de résine, et un déphasage dans le temps du fait de l'imprégnation par le fluide.

Même si l'évolution de l'épaisseur de la préforme n'a pas montré d'influence significative sur les temps de remplissage numériques simulés (avec une préforme compactée), on observe ici que des gradients de taux volumiques de fibres importants sont présents dans les pièces. Ainsi, à la fin de l'infusion, l'état mécanique de la préforme ne correspond pas à un état stable et laisse présager d'une évolution des épaisseurs en post-infusion (pendant l'étape de post-filling). Si l'étape de post-filling ne permet pas d'homogénéiser les pressions (et tvf) dans les préformes, alors des gradients de propriétés mécaniques seront introduits dans les pièces, ce qui est une source potentielle de contraintes/déformations résiduelles.

Confrontation avec les mesures expérimentales

La figure 6.16 présente la confrontation entre les résultats numériques (représentés par des lignes pointillées) et les points expérimentaux obtenus dans le chapitre 2. Un écart significatif d'environ 25% est observé sur cette figure entre la prédiction numérique et les observations expérimentales. Cet écart est obtenu avec la perméabilité décrite dans le chapitre 3 et rappelé sur la figure 6.15 par la courbe référencée « meilleure approximation ».

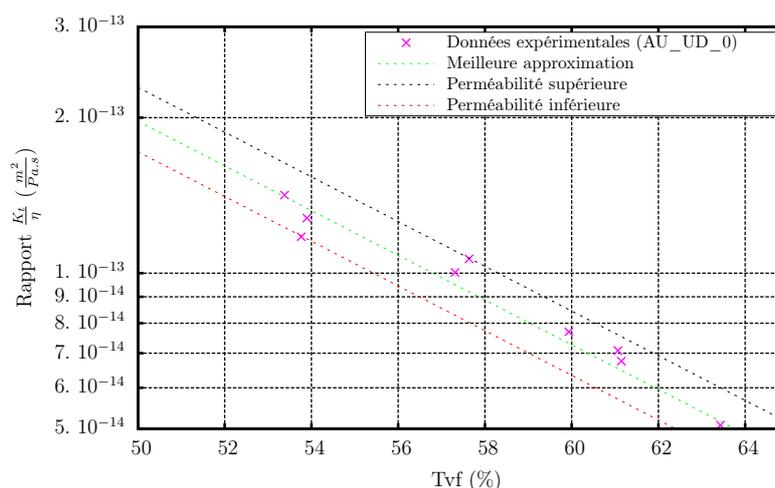


Figure 6.15: Caractérisation de la variabilité associée à la modélisation de la perméabilité

Les points de mesure issus de la caractérisation de cette préforme sont également présentés sur la figure 6.15 et permettent d'apprécier la variabilité associée (les points présentés sont issus de mesures réalisées sur trois échantillons de préformes). Numériquement, afin de rendre compte de cette variabilité, des modélisations ont été réalisées dans le but d'englober les points de mesure (elles sont nommées approximation majorée et minorée sur

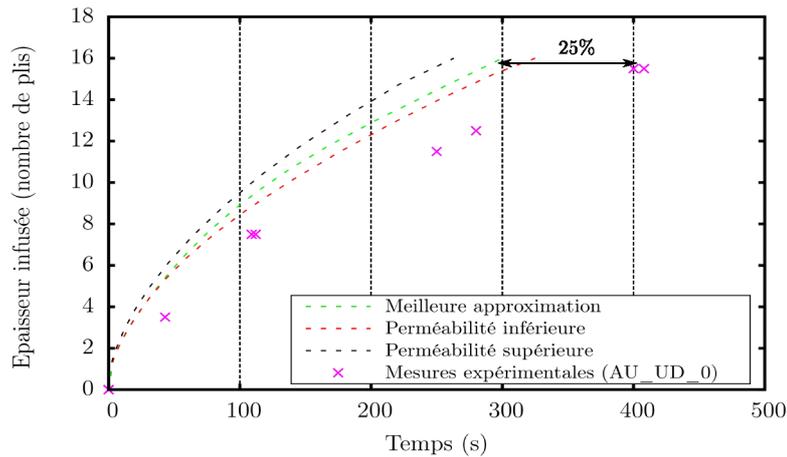


Figure 6.16: Caractérisation de l'influence associée à la variabilité de la perméabilité sur la simulation du remplissage.

la figure 6.15). Ces simulations sont proposées sur la figure 6.16. Les résultats montrent que la variabilité associée à la caractérisation des préformes ne permet pas de justifier ou de rendre compte de l'écart expérimental-numérique obtenu sur cette configuration. L'influence associée à la déformation étant également du second ordre, ce sont d'autres phénomènes qui sont à l'origine de cet écart. La confrontation avec les autres configurations du plan d'expérience peut apporter des éléments d'analyse supplémentaires et fait l'objet de la section suivante.

6.2.2 Synthèse des confrontations expérimentale-numérique

Les simulations 2D ont été menées sur l'ensemble des géométries incluant les lois de comportement mécanique et les évolutions de perméabilités caractérisées sur les configurations du plan d'expérience. Cette section synthétise les confrontations en termes de temps de remplissage et de variation d'épaisseur des préformes. Ces résultats feront ensuite l'objet de critiques vis-à-vis des hypothèses posées et caractérisations réalisées pour proposer des perspectives à ce travail.

Comparaisons en terme de temps de remplissage

La figure 6.17 représente la confrontation réalisée entre les résultats de simulations (lignes continues) et les points expérimentaux pour l'ensemble des configurations unidirectionnelles du plan d'expérience. Cette confrontation montre que l'avance de 25% observée sur la configuration AU_UD_U correspond à l'écart expérimental-numérique caractérisé le plus faible. En effet les autres préformes présentent des temps de remplissage numériques environ deux fois plus faibles que les temps expérimentaux (tableau 6.4).

Au delà d'un remplissage simulé nettement plus rapide, plusieurs observations peuvent être réalisées sur ces infusions. D'une part, les observations expérimentales issues du suivi de procédé ont montré des résultats très similaires concernant les configurations drapées manuellement sans gaps et la configuration homologue drapée manuellement avec des nappes larges. Ces deux configurations présentent également des perméabilités similaires (figure 3.10 et tableau 3.3) et ne peuvent justifier un tel écart. Sur cette configuration,

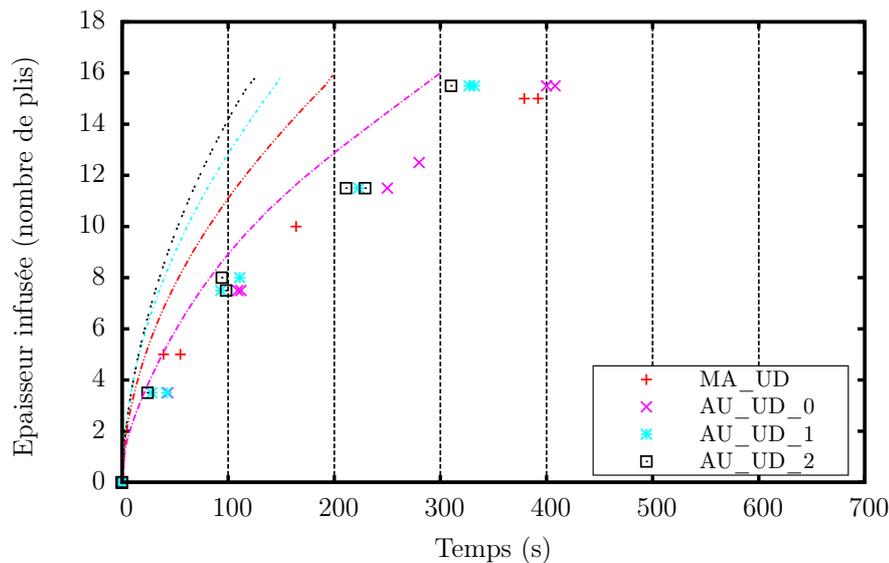


Figure 6.17: Comparaison entre l'évolution du remplissage numérique et les mesures par fibres optiques sur les configurations unidirectionnelles.

Drapage	Position (nombre de plis)	Temps expérimentaux (s)	Temps numériques (s)	Rapports t_{num}/t_{exp}
MA_UD	15	386	199	0,52
AU_UD_0	16	404	295	0,73
AU_UD_1	16	329	150	0,46
AU_UD_2	16	310	129	0,42
AU_QI_0_R0	16	189	113	0,60
AU_QI_0_R50	16	242	121	0,50
AU_QI_1_R0	16	176	53	0,30
AU_QI_1_R50	16	238	75	0,31
AU_QI_2_R0	16	88	14	0,16
AU_QI_2_R50	16	185	19	0,10

Tableau 6.4: Comparaison entre les temps de remplissages numériques et les temps expérimentaux pour les configuration unidirectionnelles et quasi-isotropes.

c'est en partie l'épaisseur des plis de la préforme qui introduit ce phénomène. En effet, les plis sont plus fins pour la préforme drapée manuellement dont le grammage est de 194 g/m^2 contre 210 g/m^2 pour les fils déposés automatiquement. Ce phénomène montre ainsi que la modélisation d'une infusion ne peut dissocier les influences de la perméabilité, de l'épaisseur de la préforme et de son tvf (*i.e.* de son espace poral). Ainsi, seule une approche par simulation peut permettre de rendre compte de l'ensemble de ces phénomènes, notamment lorsque les géométries sont complexes.

Enfin, les confrontations réalisées sur les drapages quasi-isotropes sont proposées sur la figure 6.18. Ces simulations présentent également des temps de remplissage bien plus rapides, d'un facteur 2 pour les configurations sans gaps (configurations AU_QI_0_R0 et AU_QI_0_R0), mais atteignent des temps de 3 à 10 fois plus courts pour les configurations avec gaps (gaps de taille 1 et 2). De tels écarts montrent que les comportements non Darcéens observés expérimentalement sur les préformes ne peuvent être modélisés

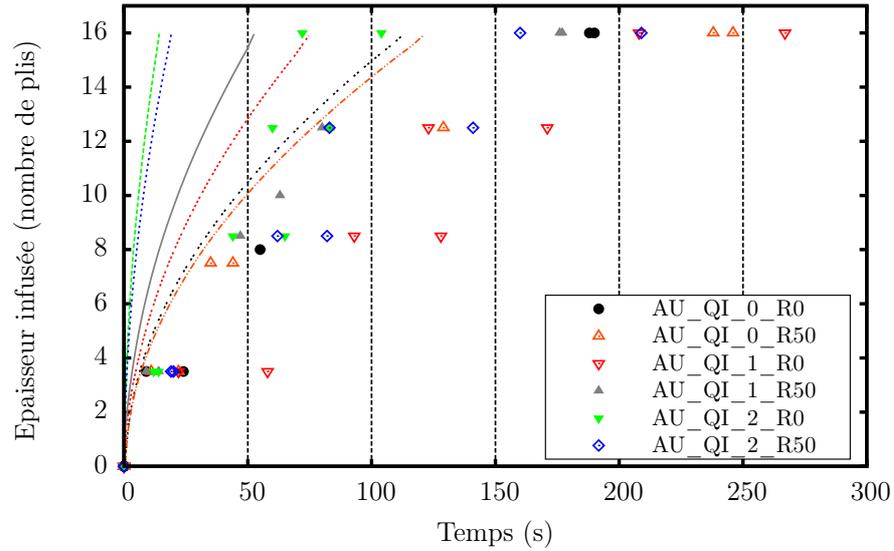


Figure 6.18: Comparaison entre l'évolution du remplissage numérique et les mesures par fibres optiques sur les configurations quasi-isotropes.

par l'approche numérique à l'échelle des préformes vues comme des milieux homogènes équivalents. Toutefois, il est intéressant d'observer que l'écart avec les prévisions numériques est ici très clairement marqué par l'introduction volontaire de gaps dans les préformes (sur les préformes quasi-isotropes avec les gaps de tailles 0,1,2 croissantes). Ces observations sont des arguments supplémentaires pour affirmer l'apparition et la prépondérance de phénomènes d'écoulements locaux ou ne pouvant être captés à la fois par le modèle et la mesure de perméabilité associée.

Comparaisons en terme d'épaisseurs/ tvf des infusions

Afin d'appréhender le comportement mécanique des préformes pendant l'imprégnation du renfort, le tableau 6.5 référence les épaisseurs et taux volumiques de fibre équivalents avant la mise sous vide du système, après la 1^{re} compaction et après infusion complète de la préforme. Comme l'introduction de gap modifie les grammages équivalents des plis du stratifié, la comparaison entre les différentes configurations sera réalisée principalement en terme de tvf (mais le tableau 6.5 présente également les résultats en termes d'épaisseurs). Pour chacune des configurations, les données présentées dans le tableau 6.5 montrent que le gonflement associé à l'imprégnation de la résine est faible devant la première étape de compaction et correspond, en moyenne, à une variation de 2% de tvf . Cette évolution représente une variation de l'épaisseur de la pièce comprise entre 1/10 à 2/10 mm. Devant les faibles tolérances dimensionnelles imposées pour atteindre des taux volumiques de fibres de $60 \pm 3\%$ la stabilité dimensionnelle des produits pendant la phase d'infusion est un atout incontestable et seule la configuration AU_UD_2 ne permet pas (numériquement) d'atteindre ce tvf de $60 \pm 3\%$.

	Épaisseur (mm)			tvf (%)		
	Initiale	Sous vide	Après infusion	Initiale	Sous vide	Après infusion
MA_UD	3,29	2,79	2,91	52,5	61,9	59,3
AU_UD_0	3,49	3,08	3,20	53,5	60,6	58,3
AU_UD_1	3,39	3,00	3,11	53,4	60,4	58,2
AU_UD_2	3,40	2,98	3,09	51,7	59,0	56,8
AU_QI_0_R0	3,34	2,99	3,10	55,8	62,3	60,3
AU_QI_0_50	3,32	2,99	3,09	56,3	62,4	60,4
AU_QI_1_R0	3,38	2,91	3,02	53,6	62,3	60,0
AU_QI_1_R50	3,33	2,97	3,08	54,4	61,0	58,9
AU_QI_2_R0	3,22	2,88	2,98	54,6	61,0	58,9
AU_QI_2_R50	3,29	2,93	3,04	53,4	59,9	57,8

Tableau 6.5: Épaisseurs et taux volumiques de fibre initiaux (avant mise sous vide), après mise sous vide du système, et après imprégnation.

La figure 6.19 synthétise la confrontation numérique-expérimentale réalisée entre les taux volumiques de fibres mesurés sur les plaque, avec les résultats de simulation après la mise sous vide du système et après infusion. Compte tenu des incertitudes et hypothèses associées à la modélisation du comportement mécanique des préformes (phénomène d'hystérésis, influence associée à un cyclage, modification du comportement lorsqu'il est imprégné), les résultats numériques obtenus sont cohérents avec les épaisseurs mesurées sur les plaques. Toutefois, il faut conserver à l'esprit que l'étape post-infusion n'a pas été simulée numériquement ni suivie dans l'approche expérimentale. Compte tenu des faibles variations d'épaisseur observées numériquement pendant l'infusion, il est vraisemblable que les variations d'épaisseurs associées à cette étape ne présentent que peu d'influence (sur cette géométrie simple et avec ce renfort). Ainsi, il faut être prudent sur les conclusion, car l'application à des géométries complexes et à des écoulements multi-directionnels peut mettre en avant d'autres problématiques significatives sur une telle configuration.

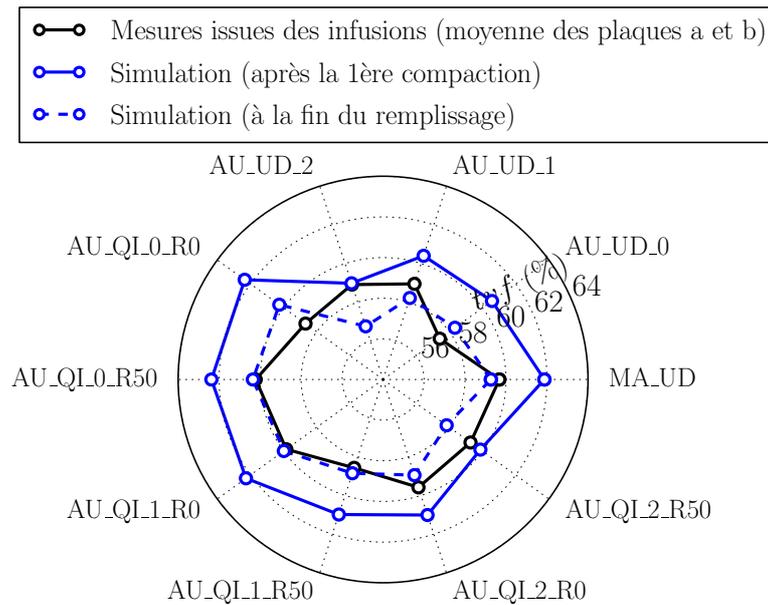


Figure 6.19: Comparaison entre les tvf mesurés sur les plaques (après cuisson) et les résultats de simulation.

Perspectives de travail

Cette confrontation entre les caractérisations expérimentales et les résultats de simulation numérique de l'infusion de plaques a mis en évidence que la compréhension et la simulation du procédé par infusion restent à ce jour des problématiques importantes, même sur une géométrie idéale. Les mesures expérimentales ont montré que la complexité du procédé ne résidait pas uniquement dans la géométrie des pièces, mais également dans la géométrie locale (architecture à l'échelle mésoscopique) du renfort introduisant des effets locaux aux comportements potentiellement non-Darcéen. Indéniablement, ce sont ces configurations qui présentent les écarts les plus importants en termes de temps de remplissage (tableau 6.4).

Néanmoins, même pour les configurations présentant un comportement Darcéen, des écarts importants ont été observés dans les temps de remplissage. La modélisation et la simulation de la déformation mécanique indiquent un faible gonflement et une faible influence de la déformation des préformes sur les temps d'infusion simulés. Ces modélisations étant basées sur un modèle de Darcy, pour l'imprégnation du renfort, c'est le rapport entre la perméabilité et la viscosité qui régit les temps de remplissage. Ainsi, les différences observées sont représentatives d'un écart entre les paramètres de simulation caractérisés et les paramètres apparents des expérimentations.

Connaissant les temps expérimentaux et les épaisseurs des configurations infusées, il serait possible d'utiliser la relation B.5 (solution analytique 1D sans modélisation du gonflement) pour définir le rapport $\frac{K}{\eta}$ apparent des infusions expérimentales. Toutefois, la finalité de ces travaux n'est pas d'accorder le modèle pour se superposer aux courbes expérimentales mais de comprendre et d'assurer la capacité à prédire l'infusion de pièces de plus grandes dimensions et de géométries complexes. Il est donc nécessaire de pouvoir dissocier la caractérisation des matériaux du cadre expérimental simulé. Ainsi il est

important de comprendre et savoir caractériser (indépendamment d'une infusion) l'ensemble des paramètres du modèle de manière à étendre les applications à d'autres matériaux, d'autres géométries, d'autres fluides (résines).

Les simulations ont démontré que la perméabilité caractérisée dans ces travaux (en conditions saturées et avec de l'eau comme fluide de mesure) ne permet pas d'être représentatif de la perméabilité apparente observée expérimentalement dans le procédé. Compte tenu des enjeux associés à la définition et à la caractérisation de cette grandeur, ce constat n'est pas surprenant et la caractérisation rigoureuse de ce paramètre est un enjeu de premier ordre pour la simulation du procédé. Ces investigations doivent être réalisées tant dans un cadre expérimental, pour définir des grandeurs de référence, que dans un cadre numérique pour comprendre les phénomènes locaux. Afin de comprendre et représenter le comportement non-Darcéen observé sur les préformes, une transition d'échelle est aujourd'hui incontournable.

6.3 Vers un changement d'échelle de modélisation

Des changements d'échelles devront être envisagés afin d'aller vers des modèles prédictifs du procédé par infusion sur des pièces complexes. Ces changements d'échelle sont de deux ordres, vers des échelles extrêmes : le premier concerne l'accès à des géométries complexes de (très) grandes dimensions ($> 10\text{ m}$), le second la définition d'outils de compréhension et de caractérisation des phénomènes locaux ($< 10^{-2} - 10^{-5}\text{ m}$). Chacune de ces perspectives implique de nouvelles problématiques associées à la caractérisation (des paramètres matériaux, des grandeurs caractéristiques, des géométries...) et la simulation des physiques rencontrées. Cette section propose d'approcher et d'appréhender ces problématiques par la simulation d'une géométrie complexe issue de l'aéronautique et par une présentation de travaux précurseurs abordant la modélisation des phénomènes capillaires dans les procédés.

6.3.1 Simulation de l'infusion d'une pièce complexe

Géométrie et stratégie d'infusion

Afin d'appréhender les problématiques associées à la simulation de pièces complexes, cette section propose d'appliquer les outils numériques à la simulation de l'infusion d'une pièce aéronautique courante. La géométrie considérée est représentée sur la figure 6.20, et correspond à un panneau auto-raidi dont les raidisseurs sont en forme de « T ». Cette géométrie est caractérisée par de fortes courbures et de fortes variations d'épaisseurs et de perméabilités.

La première problématique associée à la simulation de géométries complexes correspond au raffinement du maillage nécessaire à la représentation des formes et phénomènes (écoulements). La seconde est associée à l'optimisation du procédé et à la définition de la stratégie d'infusion. Pour cette géométrie, la stratégie d'infusion testée et simulée consiste à créer un lit de résine sous la pièce, via un drainant, et de positionner une prise de vide sur le haut du raidisseur. Compte tenu de cette stratégie d'infusion, la modélisation du domaine est réalisée en 2D et uniquement sur un raidisseur de la voilure. Les conditions aux limites associées à la stratégie d'infusion sont représentées sur la figure 6.20. Pour le problème de mécanique des fluides, elles consistent à imposer des conditions aux limites

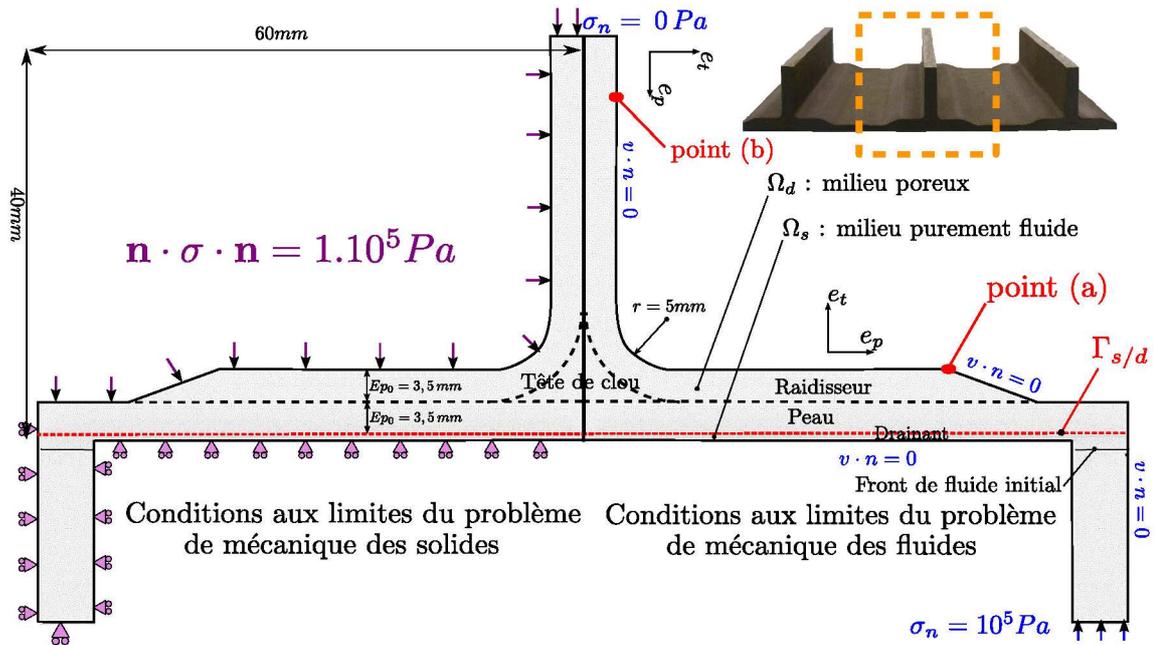


Figure 6.20: Géométrie et conditions aux limites imposées pour la simulation d'un raidisseur en « T ».

en pression à l'évent et à l'arrivée de résine et des conditions de vitesse normale nulle sur l'ensemble des autres frontières du domaine. Ces conditions en vitesse normale sont représentatives d'un phénomène de paroi imperméable associée à la bâche utilisée expérimentalement pour faire le vide dans le système. Pour le problème de mécanique des solides, des conditions en déplacement sont imposées sur le drainant et représentent le contact avec le moule. Des conditions en contrainte normale sont imposées sur les autres frontières et modélisent l'effet de la pression atmosphérique sur la bâche à vide.

Propriétés matériaux

La figure 6.20 montre que la géométrie du panneau auto-raidi est composée de différentes sous-structures. Ces sous-structures représentent la peau (ou la voilure), le raidisseur et la zone centrale du pied du raidisseur appelée tête de clou. La particularité du raidisseur est d'avoir une évolution du repère matériau entre la partie verticale et horizontale avec une transition située un niveau du congé présent au pied du raidisseur. Avec la stratégie d'infusion proposée, l'imprégnation de la partie horizontale du raidisseur est supposée se dérouler dans le sens transverse au stratifié puis dans son plan pour la partie verticale. Ainsi, la définition et la modélisation de l'orthotropie de la perméabilité des matériaux est nécessaire pour ce cas de simulation. Deux matériaux sont modélisés, le premier orthotrope de perméabilité \mathbf{K}_{ortho} et le deuxième isotrope de perméabilité \mathbf{K}_{iso} . Ces tenseurs de perméabilité sont définis par :

$$\mathbf{K}_{ortho} = \begin{bmatrix} K_p & 0 \\ 0 & K_t \end{bmatrix}_{(o,e_p,e_t)} ; \quad \mathbf{K}_{iso} = \begin{bmatrix} K_{iso} & 0 \\ 0 & K_{iso} \end{bmatrix}_{(o,e_p,e_t)} \quad (6.5)$$

où K_{iso} représente la perméabilité isotrope d'un milieu, K_t la perméabilité dans le sens transverse au stratifié et K_p la perméabilité dans son plan. Les perméabilités utilisées pour ces simulations correspondent aux caractérisations réalisées sur la configuration

AU_UD_0 du plan d'expérience. La perméabilité dans le plan des préformes n'a pas été caractérisée et est approchée par $K_p = 100K_t$. Enfin, K_{iso} est défini tel que $K_{iso} = K_t$. Pour cette application, le tenseur de perméabilité \mathbf{K}_{iso} est utilisé dans deux contextes différents. Le premier correspond à la modélisation de la perméabilité de la tête de clou (dont la caractérisation serait nécessaire). Le second est un contexte comparatif pour montrer l'impact d'une modélisation isotrope ou orthotrope de la perméabilité sur l'imprégnation de la pièce.

La loi de comportement définie à l'équation 5.28 (page 124) est utilisée pour modéliser le comportement des préformes. Pour être cohérent avec la définition de la perméabilité, le comportement transverse simulé correspond à la configuration AU_UD_0 . Le drainant est modélisé comme un milieu isotrope dont la déformation est négligeable devant celle de la préforme (Module d'Young de 210 MPa). Enfin, le comportement de la tête de clou est défini pseudo-isotrope non-linéaire de coefficient de Poisson nul compte tenu de la rigidité bien supérieure à celle des préformes. En 2D, la loi de comportement de ce matériau s'écrit :

$$\begin{pmatrix} \mathbf{S}_{11} \\ \mathbf{S}_{22} \\ \mathbf{S}_{33} \\ \mathbf{S}_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} f(\mathbf{E}_{11}) & 0 & 0 & 0 \\ & f(\mathbf{E}_{22}) & 0 & 0 \\ & & f(\mathbf{E}_{33}) & 0 \\ sym & & & G_t \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \mathbf{E}_{11} \\ \mathbf{E}_{22} \\ \mathbf{E}_{33} \\ 2\mathbf{E}_{12} \end{pmatrix} \quad (6.6)$$

où la fonction f qui caractérise la relation $\mathbf{S} = f(\mathbf{E})$ est issue des caractérisations réalisées dans la direction transverse de la configuration AU_UD_0 . On peut remarquer ici que même si les simulations sont réalisées avec un état de déformations planes, l'utilisation d'un état de contraintes planes n'entraînerait pas de modification sur le résultat, compte tenu de la définition du module de Poisson à la valeur nulle. Enfin, le module de cisaillement est approché par $G_t \approx \frac{E_t}{2}$ où E_t désigne le module tangent de la relation $\mathbf{S}_{22} = f(\mathbf{E}_{22})$.

Simulations et résultats

Trois simulations ont été réalisées mettant en avant le caractère déformable des préformes et la simulation d'une perméabilité isotrope ou orthotrope pour la peau et le raidisseur. Les configurations simulées sont définies dans le tableau 6.6. Les deux premiers cas de simulation sont réalisés sans simulation de la déformation des renforts et en utilisant des épaisseurs équivalentes pour un $tvf \approx 61\%$ (correspondant au tvf du drapage sous une pression de 1 bar). Le troisième cas prend en compte la déformation des renforts et l'évolution de la perméabilité qui en résulte.

Cas de simulation	Permabilité			Comportement mécanique		
	Peau	Raidisseur	Tête de clou	Peau	Raidisseur	Tête de clou
1	isotrope	isotrope	isotrope	-	-	-
2	orthotrope	orthotrope	isotrope	-	-	-
3	orthotrope	orthotrope	isotrope	orthotrope	orthotrope	isotrope

Tableau 6.6: Définition des paramètres matériaux utilisés pour les trois cas de simulation.

Les simulations ont été réalisées avec les paramètres définis dans le tableau 6.2. Une

redéfinition automatique des pas de temps a été opérée selon les paramètres définis dans le tableau 6.7. Les maillages utilisés pour ces simulations sont non-structurés et comptent environ 15 000 nœuds pour environ 30 000 éléments (mais avec des épaisseurs de drapages différentes du fait de la configuration initiale compactée pour les simulations sans déformations). Le tableau 6.8 présente les ordres de grandeurs des temps nécessaires à ces cas de simulation (réalisés sur un cœur d'un ordinateur de bureau classique en utilisant MUMPS en sa version non-parallélisée³). Ces temps montrent que la simulation de la déformation et les traitements associés (mise à jours des géométries et du *tvf*) sont long et coûteux en temps de traitement.

2D	
Paramètre	Valeur
L_s (m)	0,0001 pour $t \in [0; 0,01]$ puis 0,0025
L_d (m)	0,0001 pour $t \in [0; 200]$ puis 0,001
Δt_0 (s)	0,0001

Tableau 6.7: Paramètres du modèle pour le calcul des pas de temps automatiques.

Cas de simulation	Temps de calcul
1 et 2	$\approx 1650 s (\approx 30 \text{ min})$
3	$7035 s (\approx 2h)$

Tableau 6.8: Temps de calculs associés à la simulation de l'infusion du raidisseur en « T ».

La figure 6.21 présente la position du front de fluide en noir et les champs de pression obtenus à différents temps de remplissage dans les conditions de simulation 1 et 2 (tableau 6.6). Au temps $t = 0 s$ les champs de pression initiaux obtenus dans les préformes montrent des différences notables (pertes de charge associées au fluide modélisant l'air) et, notamment, le gradient de pression dans le cas isotrope est uniquement présent dans la partie verticale du raidisseur. Au cours de l'imprégnation, l'évolution du front de fluide dans la préforme est également sensiblement éloignée car l'inclinaison du front de fluide est différente dans ces cas de simulation. Qualitativement, la simulation réalisée en isotrope montre des difficultés d'imprégnation sur la partie droite du raidisseur (point « a » présenté sur les figure 6.20 et 6.21) alors qu'une simulation réalisée en orthotrope montre des difficultés d'imprégnation principalement présentes au niveau du pied du raidisseur.

La figure 6.22 présente les mêmes évolutions, obtenues avec la modélisation de la déformation des préformes orthotropes (cas de simulation 3). Sur ces prises de vues, le champ de pression et le front de fluide sont représentés sur la géométrie déformée alors que le maillage affiché représente la géométrie initiale non déformée. Des grossissements sont réalisés afin d'avoir une meilleure visualisation de la position du front de fluide. La phase de remplissage du drainant pour $t = 5, 1 s$ est représentée sur cette figure ainsi que la position du front de fluide à des temps comparables à ceux présentés pour le cas de

3. MUMPS (MULTifrontal Massively Parallel sparse direct Solver) est un logiciel développé pour résoudre des systèmes linéaires creux de très grande dimension. Il est donc très adapté à la résolution des systèmes éléments finis.

Site internet du logiciel : <http://mumps.enseeiht.fr/>

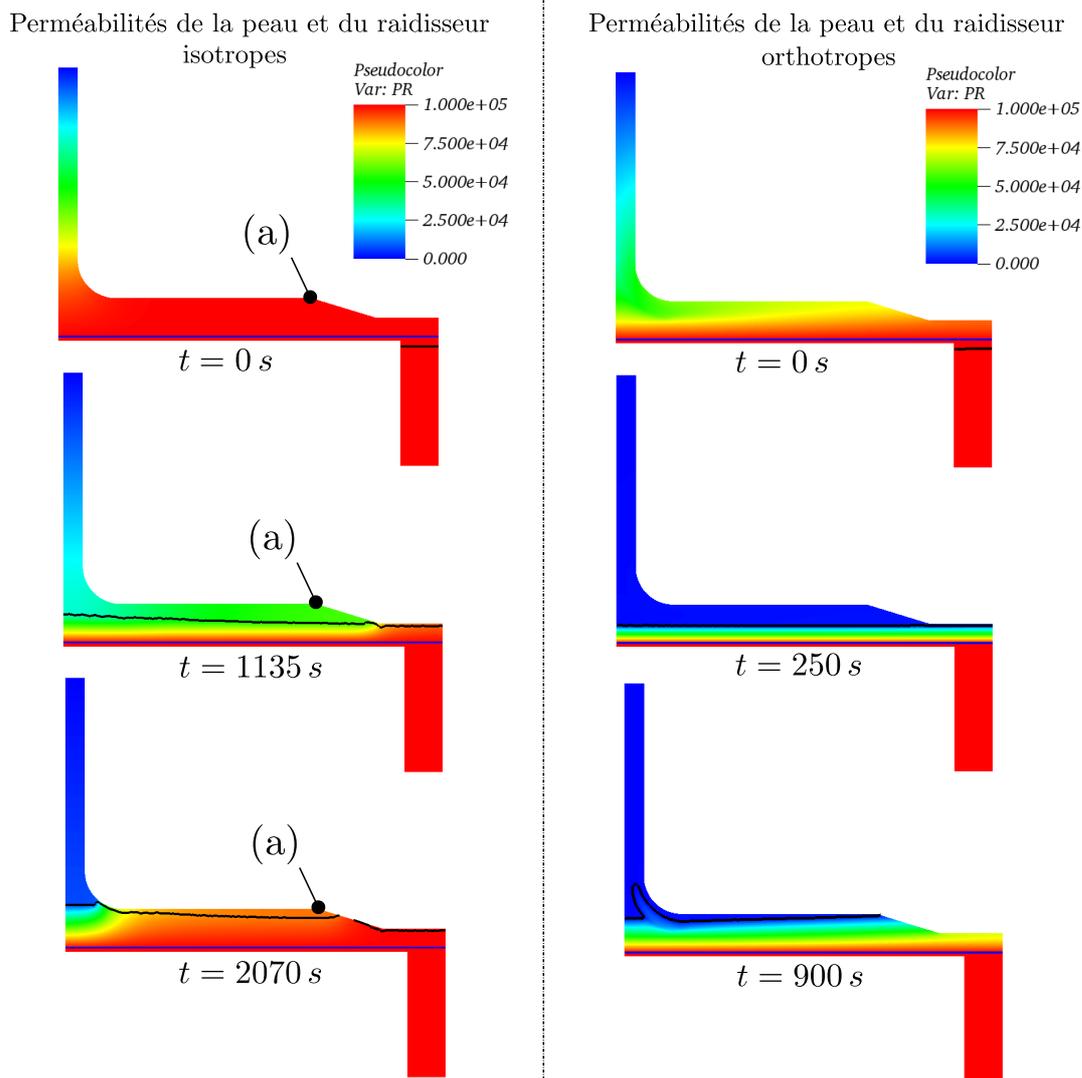


Figure 6.21: Représentation du champ de pression et de la position du front de fluide pour les infusions réalisées avec des perméabilités isotropes et orthotropes.

simulation 2 de la figure 6.21. Les grossissements mettent en évidence que cette stratégie d'infusion introduit des risques de zones sèches sur toute la surface du raidisseur et principalement dans la zone à forte courbure. Sur une pièce réelle, ces défauts seraient facilement détectables car placés en surface de la pièce. Par contre, la représentation proposée au temps $t = 1204$ s montre également un défaut d'imprégnation de la tête de clou. Ce risque est plus critique car c'est une zone difficile à contrôler post-infusion par des méthodes d'analyse non-destructives. Toutefois, ce phénomène est dépendant des perméabilités associées aux matériaux utilisés (car il n'est pas présent sur l'infusion isotrope sur la figure 6.21). Ce problème montre ainsi qu'il est nécessaire et primordial de savoir caractériser l'ensemble des matériaux utilisés sur cette structure.

Enfin concernant l'évolution temporelle du remplissage des préformes, la figure 6.23 présente le taux de remplissage défini par la relation :

$$\text{Taux de remplissage} = \frac{\text{Volume/surface de la préforme}}{\text{Volume/surface de la préforme imprégnée (où } \phi_f > 0)} \quad (6.7)$$

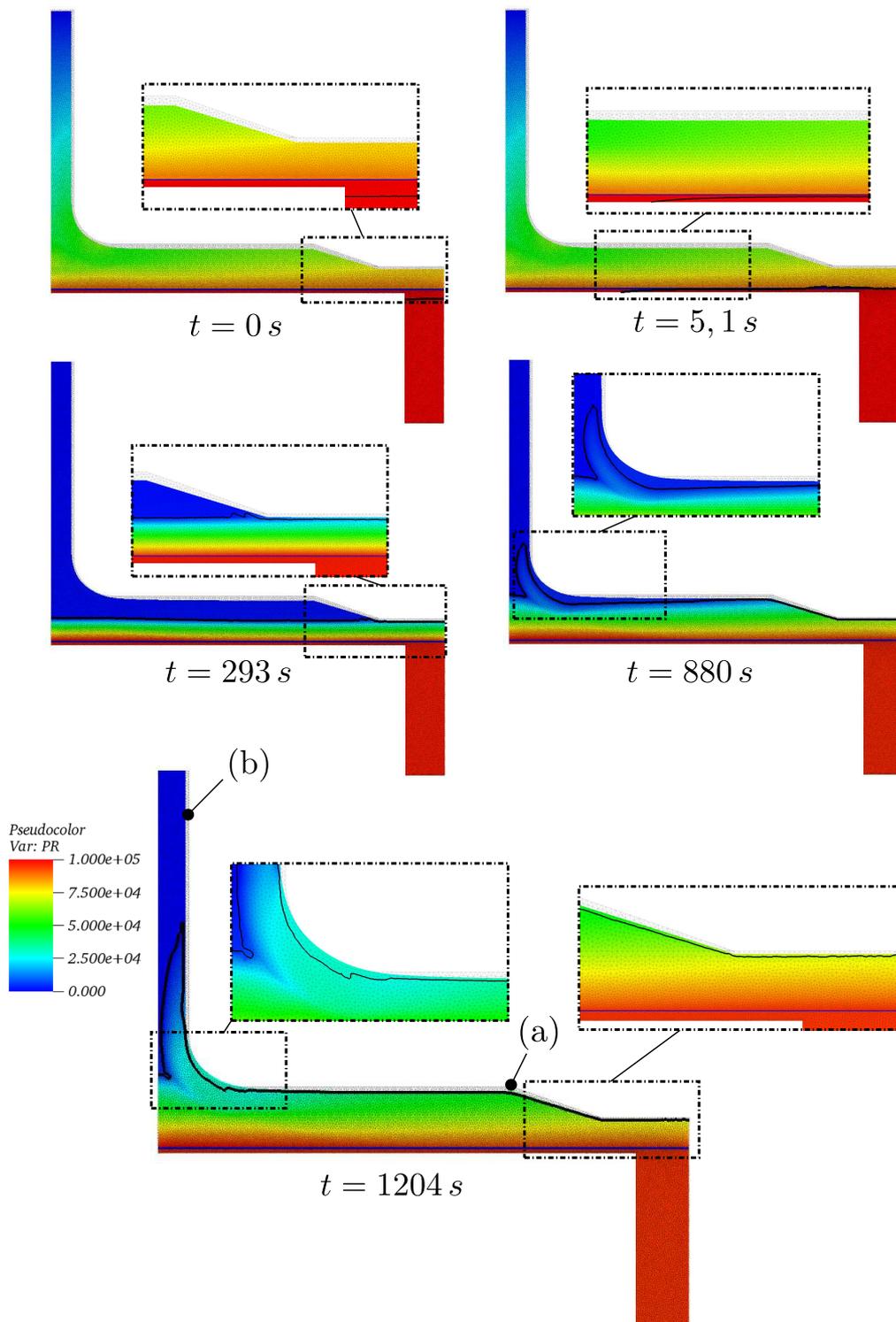


Figure 6.22: Évolution du front de fluide et du champ de pression à différents temps de l'infusion d'un raidisseur en « T ».

Ces courbes montrent que le remplissage obtenu avec une perméabilité isotrope (dans la peau et le raidisseur) est très différent des résultats obtenus avec une perméabilité orthotrope. Le début du remplissage de la préforme (après le remplissage du drainant) commence à partir de 150 s contre un temps d'une dizaine de seconde en conditions orthotropes. Ensuite, l'écart augmente progressivement durant toute l'infusion. Numériquement, la préforme est imprégnée après plus 50 000 s (soit près de 14 h) ce qui n'est pas réaliste vis-à-vis de la fenêtre d'infusion et de l'avancée de la réticulation de la résine. Concernant les deux configurations caractérisées par des perméabilités orthotropes avec et sans simulation de la déformation, un écart apparaît après un taux de remplissage d'environ 40%. Cet écart augmente jusqu'à atteindre 4% en terme de taux de remplissage. Contrairement aux observations réalisées sur l'infusion d'une plaque, l'infusion d'une pièce complexe montre une influence de la déformation de la préforme sur les temps de remplissage. Néanmoins, devant les incertitudes et les enjeux associés à la caractérisation de la perméabilité, ce phénomène n'est pas du premier ordre.

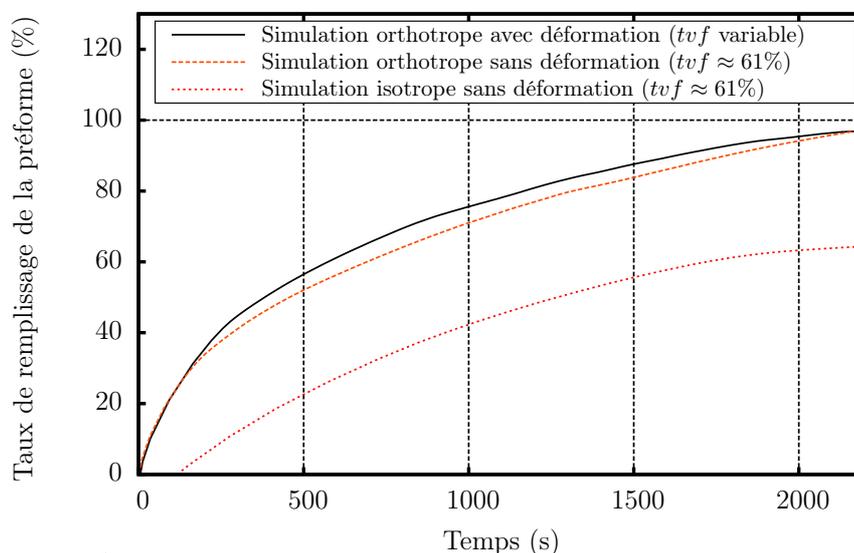


Figure 6.23: Évolution du remplissage des renforts pour les trois cas de simulation.

Afin d'aborder le respect des tolérances dimensionnelles des pièces, la figure 6.24 présente l'évolution du taux volumique moyen aux point (a) et (b) de la figure 6.20. Si aucune variation n'est observée proche de la prise de vide (point (b)) la variation de l'épaisseur du pied du raidisseur implique une diminution du taux volumique de fibre jusqu'à atteindre un taux inférieur à 57%. Ainsi, même si l'influence du gonflement n'est pas décisive pour la prédiction du temps de remplissage (sur les matériaux de l'étude), cette simulation montre qu'elle est essentielle pour valider une stratégie d'infusion vis-à-vis des tolérances dimensionnelles des pièces.

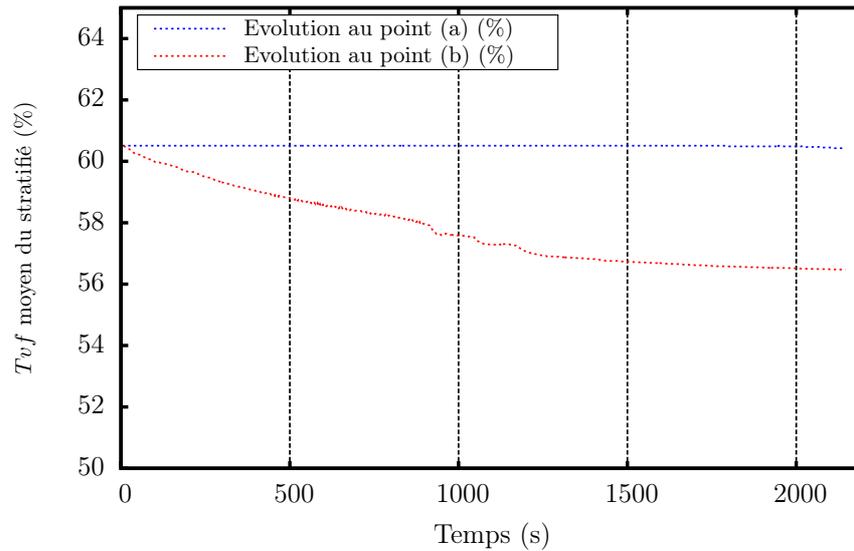


Figure 6.24: Évolution du taux volumique moyen en deux points caractéristiques de la géométrie.

6.3.2 Vers la simulation de problèmes à l'échelle mésoscopique

La nécessité de comprendre et modéliser les phénomènes locaux, via une transition d'échelle, a été abordée à de multiples reprises dans ces travaux. Afin d'appréhender les verrous qui devront être levés pour réaliser une telle transition, cette dernière partie aborde la modélisation et la simulation des phénomènes capillaires aux échelles mésoscopique et macroscopique. Après un rappel des grandeurs et des phénomènes modélisés, un cas test permettra d'entrevoir les difficultés associées à de telles simulations.

Modélisation d'une contrainte capillaire

Alors que les phénomènes capillaires sont souvent évoqués pour justifier des écarts expérimentaux entre des conditions d'écoulement saturées et insaturées, la modélisation des phénomènes capillaires est très peu abordée dans le cadre des procédés d'élaboration composites. Récemment, des travaux se sont focalisés sur ce sujet à l'échelle microscopique, en intégrant des phénomènes de tension de surface et les conditions de mouillage [66, 158–160]. Néanmoins, les échelles de représentation de ces phénomènes sont trop petites pour être appliquées à la compréhension des écoulements dans les préformes fibreuses aux échelles mésoscopiques et macroscopiques, où les ensembles de fibres sont modélisés par des milieux poreux homogènes équivalents. Avec cette représentation homogénéisée, les phénomènes capillaires locaux (issus des tensions de surface et de la courbure locale du front) ne peuvent être représentés et leurs effets doivent être modélisés via une représentation homogénéisée équivalente. L'objet des travaux qui seront présentés consiste à modéliser ces phénomènes capillaires dans un modèle de Darcy (modèle homogène équivalent). La complexité étant d'imposer des conditions (en contrainte) sur une frontière immergée dans le domaine de calcul.

La section 3.3.1 a montré que le terme de « pression » capillaire est inadapté pour caractériser les phénomènes capillaires agissant dans les renforts fibreux architecturés, car

ces effets sont dépendants de l'agencement local des fibres et sont donc potentiellement orientés dans l'espace. Le terme de contrainte capillaire orientée est ainsi plus approprié et représentatif du phénomène modélisé. Dans le modèle, l'introduction des phénomènes capillaires vise à intégrer une contrainte sur le front de fluide Γ_f (pour imposer un saut de pression), qui dans le repère principal (O, x, y, z) (supposé être le repère du renfort) peut s'écrire :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix}_{(O,x,y,z)} \quad (6.8)$$

Ceci correspond à une contrainte tri-axiale, pour laquelle σ_i correspond aux contraintes capillaires dans chacune des directions du renfort. Si le matériau est isotrope, $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ et le tenseur $\boldsymbol{\sigma}$ correspond à une contribution hydrostatique. On pourra alors parler de pression capillaire.

Numériquement, imposer une contrainte capillaire sur le front de fluide γ_f revient à intégrer le terme :

$$\int_{\Gamma_f} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} d\Gamma_f \quad (6.9)$$

où \mathbf{n} représente la normale au front. En utilisant une Level-Set ϕ_f pour caractériser la position de l'interface (ainsi $\Gamma_f = x : \phi_f(x) = 0$), la normale à l'interface \mathbf{n} est alors définie par :

$$\mathbf{n} = \frac{\nabla \phi}{\|\nabla \phi\|} \quad (6.10)$$

La problématique consiste à intégrer ce terme sur une frontière non définie exactement par les éléments du maillage. Les méthodes CSF et SLR présentées dans la section 4.2.2 peuvent être utilisées. Avec la méthode CSF, l'équation 6.9 devient alors :

$$\int_{\Gamma_f} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} d\Gamma_f \approx \int_{\Omega} \frac{\partial H(\phi_f, \epsilon_H)}{\partial \phi_f} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} d\Omega \quad (6.11)$$

où $H(\phi_f, \epsilon)$ correspond à la fonction de Heaviside régularisée et ϵ_H la largeur de bande associée à cette régularisation. Et avec le développement d'une méthode par reconstruction d'interface (SLR), l'intégration de la pression capillaire est alors directe et définie par :

$$\int_{\Gamma_f} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} d(\Gamma_f) \approx \int_{\Gamma_f|_{reconstruit}} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} d\Gamma_f|_{reconstruit} \quad (6.12)$$

où $\Gamma_f|_{reconstruit}$ correspond à l'interface reconstruite et linéaire par morceaux.

Simulation avec des éléments finis classiques

La figure 6.25 représente le cas test utilisé pour mettre en évidence les difficultés associées à la simulation des phénomènes capillaires. Ce cas test est réalisé sur un maillage unitaire structuré (constitué de 31×31 éléments). Le problème est résolu avec un modèle de Darcy (équation 3.6) de perméabilité isotrope unitaire. Les conditions aux limites sont

constituées de deux vitesses normales nulles sur les bords droit et gauche du domaine, une pression nulle est imposée sur le bord inférieur. Une interface est définie au centre du domaine (interface non définie exactement par les nœuds du maillage). Cette interface constitue la zone où est imposée la contrainte capillaire ($P_{capillaire}$ de valeur unitaire) mais également la variation des propriétés rhéologiques de la résine (les effets capillaires émanant d'un changement de phase, ils ne peuvent être dissociés d'une évolution des propriétés matériaux). Une transition entre une viscosité unitaire et une viscosité 100 fois inférieure est introduite en utilisant la fonction Heaviside régularisée H_{sin} (où $\epsilon_H = 0,06 m$ correspondant à $\pm 3 \times$ la taille de maille). Enfin, les deux méthodes CSF et SLR sont utilisées pour imposer la contrainte capillaire sur la frontière immergée. Les figures 6.26 (a) et (c) présentent les champs de pression obtenus avec les deux méthodes d'intégration tandis que les figures 6.26 (b) et (d) représentent l'amplitude de la vitesse. La figure 6.27 représente l'évolution de ces grandeurs sur une ligne d'analyse verticale et située au centre du maillage (figure 6.25).

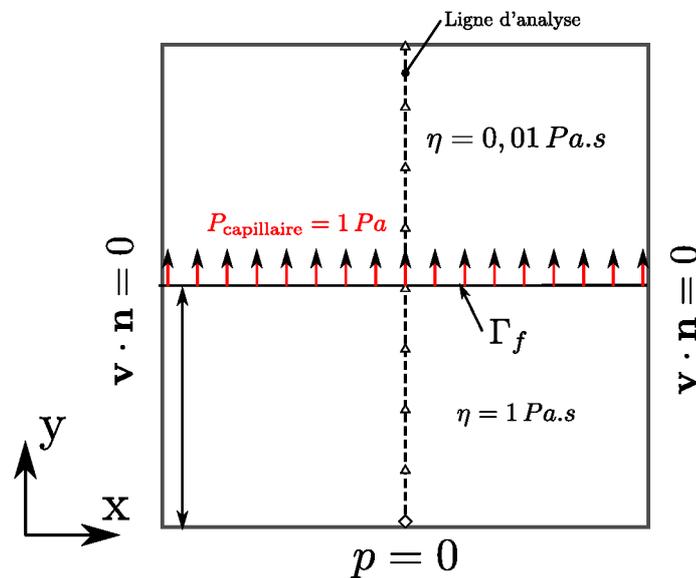


Figure 6.25: Représentation du cas test stationnaire de pression capillaire.

Pour les deux méthodes d'intégration, les solutions en pression sont très proches et présentent une forte évolution au voisinage de l'interface. Toutefois, avec une valeur de pression minimum de $0,6 Pa$ (figure 6.27)) aucune des méthodes ne permet de représenter un saut équivalent à la contrainte imposée de $-1 Pa$. Néanmoins, loin de l'interface le gradient de pression montre une évolution proche de $2 Pa.m^{-1}$ (valeur attendue en négligeant les pertes de charge associées au fluide de viscosité la plus faible). Ceci montre qu'avec les deux méthodes d'intégration, la condition est bien imposée mais présente localement un phénomène de « diffusion ».

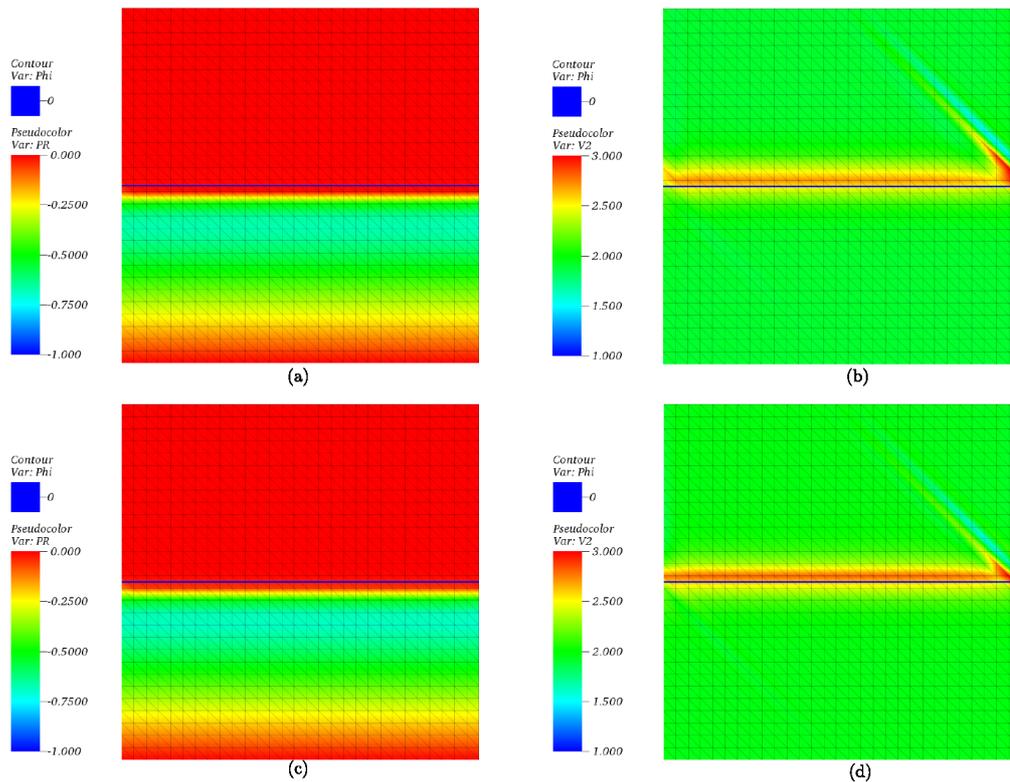


Figure 6.26: Champs de pression et de vitesse obtenus avec l'intégration d'une pression capillaire par les méthodes CSF(a) (b) et SLR (c) (d).

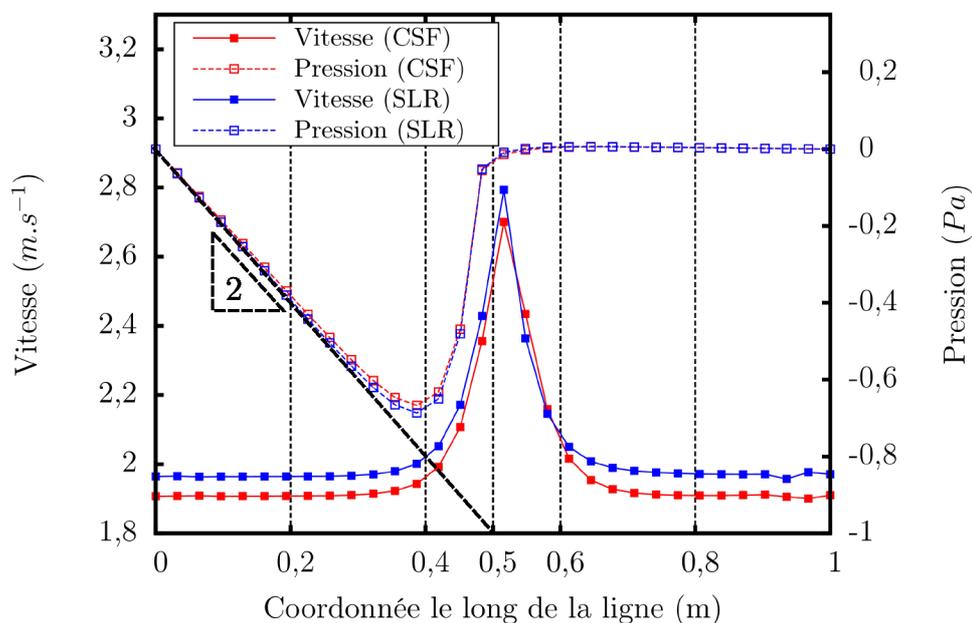


Figure 6.27: Pression et vitesse le long de la ligne d'analyse.

Concernant les résultats en vitesse, plusieurs phénomènes sont à analyser :

- Le premier concerne un phénomène de localisation associé à l'interaction entre la condition immergée et le bord du maillage. Cette localisation est analysée comme un phénomène de blocage dû à une double condition imposée sur les nœuds du bord

(conditions aux limites en vitesse et en pression). Ce phénomène est présent ici sur les deux cotés du maillage, mais est beaucoup plus important sur le bord droit. La propagation de cette localisation est dépendante du maillage utilisé et exacerbée par l'utilisation d'un maillage structuré. Le phénomène est plus important du côté droit du maillage car il se propage dans un domaine de viscosité plus faible (donc une modification des termes de stabilisation du modèle définis aux équations 3.34 et 3.35).

- Le second concerne l'évolution de la vitesse dans les zones non impactées par les conditions aux limites. Pour cela, la figure 6.27 présente l'évolution de la vitesse le long de la ligne d'analyse située au centre du maillage. La comparaison entre les deux évolutions montre un écart de l'ordre de 3% entre les niveaux de vitesse loin de l'interface située à la coordonnée à $0,5 m$ du bord du maillage. Avec un gradient de pression de $2 Pa.m^{-1}$ dans la partie imprégnée, la vitesse théorique du fluide est de $2 m.s^{-1}$. Ainsi, la méthode SLR montre ici un écart plus faible qui est associé à la meilleure qualité de représentation et d'intégration de la méthode.
- Enfin, le dernier phénomène concerne l'oscillation ou le pic de vitesse observable sur les éléments situés au voisinage de l'interface. Pour chacune des méthodes d'intégration, cette évolution représente une variation non négligeable de 40% en vitesse. Appliqué à des interfaces mobiles, ce pic de vitesse est problématique car il introduit une erreur maximale au niveau de l'interface à déplacer. Numériquement, ce phénomène est associé à la variation de pression (imposée par la condition de pression capillaire) et l'interaction forte entre la vitesse et le gradient de pression inhérent au modèle de Darcy.

Dans la littérature, très peu d'études traitent de ces problématiques [190]. Appliqué à un modèle de Darcy avec intégration de la pression capillaire, Hoteit *et al.* [190] propose d'utiliser des éléments de Galerkin discontinus (définis avec une formulation mixte en vitesse/pression) permettant de capter cette discontinuité dans le champ de solution recherché. Néanmoins, un des inconvénients de cette méthode concerne la multiplication du nombre d'inconnues et donc la taille du problème à résoudre. La littérature associée à l'intégration de discontinuités de pression dans un problème de Stokes est plus riche. Afin de réduire les vitesses parasites dues à l'intégration de tension de surface (engendrant également un saut de pression), plusieurs auteurs proposent actuellement d'utiliser des éléments finis enrichis [158–160]. L'annexe E présente le principe de ces méthodes d'enrichissement ainsi que les résultats obtenus. Ces résultats de simulation n'ont pas montré d'amélioration significative sur les problèmes d'oscillation de vitesse et de localisation évoqués. Ainsi, la modélisation et l'intégration de phénomènes capillaires aux outils développés pendant ces travaux reste une perspective de travail intéressante présentant encore des verrous importants.

6.4 Conclusion

Dans ce chapitre, les outils numériques ont été appliqués à la modélisation des configurations caractérisées expérimentalement, puis à une géométrie complexe. Les confrontations expérimentales ont montré des écarts qui peuvent être importants sur la prédiction des temps d'infusion mais de faibles évolutions dimensionnelles des pièces au cours de l'infusion. Ainsi, l'analyse a montré que la simulation du gonflement des préformes (réalisées en HiTape®) est un paramètre du second ordre pour la prédiction du temps d'infusion

mais est du premier ordre pour la prédiction des dimensions de la pièce. Pour la prédiction des temps caractéristiques d'infusion, c'est la compréhension, la définition, et la caractérisation de la perméabilité qui sont fondamentales. C'est une problématique d'autant plus importante que les pièces aéronautiques complexes font intervenir plusieurs matériaux potentiellement différents en termes de nature de fibres, de grammages, d'architecture locale et de drapage. Il est donc nécessaire de pouvoir caractériser (à différents taux volumiques de fibres) et représenter les comportements de chacun de ces matériaux (comportement potentiellement non-Darcéen s'ils sont drapés avec des gaps). A ce titre le développement d'outils numériques à chaque échelle de modélisation est nécessaire pour comprendre les phénomènes et définir des transitions d'échelles micro-méso-macroscopiques en lien avec les modèles d'homogénéisation. A cette fin, la simulation des phénomènes capillaires dans le procédé sera un verrou numérique et scientifique important pour lequel des solutions stables et pertinentes devront être apportées.

Conclusion

Les procédés de fabrication par voie humide sont actuellement très prometteurs pour réduire l'ensemble des coûts associés à la fabrication de pièces composites. Notamment, par l'utilisation des dernières générations de renforts, le procédé par infusion est aujourd'hui envisagé pour des pièces de hautes performances. Les pièces fabriquées avec ces nouveaux matériaux présentent des propriétés mécaniques égales voire supérieures à celles obtenues avec des pré-imprégnés, références actuelles dans le domaine. Toutefois, l'architecture très dense associée aux préformes hautes performance peut faire apparaître des problèmes lors de leur mise en œuvre qu'il est nécessaire de comprendre et maîtriser.

L'objectif de cette thèse était d'apporter des outils de compréhension et de modélisation permettant de maîtriser et d'optimiser la mise en œuvre du procédé de fabrication par infusion sur une des dernières générations de renforts structuraux commerciaux. Le renfort de l'étude est développé par la société Hexcel sous la dénomination HiTape® et regroupe plusieurs déclinaisons de matériau (type de fibre et largeur du produit) pouvant être drapés manuellement ou par voie automatisée. Ce travail s'est focalisé sur les renforts secs HiTape® de faible largeur drapés par voie automatisée. L'intérêt est d'avoir une grande précision de dépose permettant d'adapter précisément l'architecture locale du renfort fibreux aux sollicitations mécaniques subies par les pièces en service. Mais cette adaptation est également envisagée pour optimiser les propriétés du renfort vis à vis de problématiques de mise en œuvre (notamment l'infusion de pièces de très forte épaisseur). En particulier, il est possible d'augmenter la perméabilité du produit par l'insertion d'espaces, appelés « gaps », entre les fils déposés. Ces travaux avaient donc pour objectifs de comprendre expérimentalement les enjeux associés à l'insertion de ces gaps (sur l'écoulement de la résine et la santé matière résultante) et de participer au développement d'outils numériques afin de simuler l'infusion de pièces mettant en œuvre ces matériaux.

Un plan d'expérience et un suivi de procédé, adaptés aux enjeux de l'étude, ont été mis en place afin de définir l'influence de l'architecture locale du renfort sur les grandeurs caractéristiques du procédé. Ces résultats expérimentaux ont montré que tant le drapage que l'architecture locale du renfort influencent significativement l'infusion du renfort. Des phénomènes, représentatifs d'écoulements locaux préférentiels, ont notamment été décelés pendant l'infusion des préformes. Ces phénomènes ont été détectés grâce à une variabilité plus importante dans les temps d'infusion et une dépendance forte à la séquence de drapage du stratifié. Enfin, une analyse des taux de porosité et des taux volumiques de fibres a été réalisée pour qualifier la santé matière des pièces fabriquées. Contrairement à ce qui était envisagé lors de la construction du plan d'expérience, l'ensemble des critères et exigences (actuellement en vigueur dans le domaine aéronautique) ont été respectés. Ainsi, ces analyses n'ont pas mis en évidence d'influence significative de l'architecture locale du matériau sur la santé matière résultante. Cette thématique n'a pas fait l'objet de développements numériques spécialement dédiés.

La stratégie de développement des outils numériques adoptée repose sur un couplage entre un modèle de Stokes et un modèle de Darcy dans un environnement de grandes déformations. La simulation d'un tel couplage présente l'intérêt d'être applicable tant à l'échelle macroscopique (d'un intérêt industriel fort) qu'à l'échelle mésoscopique. A l'échelle de la pièce fabriquée, ce couplage permet de modéliser l'écoulement dans la préforme fibreuse assimilée à un milieu poreux homogène équivalent (modèle de Darcy) et l'écoulement dans les drainants assimilés à un milieu purement fluide (régis par le modèle Stokes). Ces derniers étant utilisés pour canaliser et contrôler le parcours de la résine au cours du procédé. A l'échelle mésoscopique, ce couplage présente également un potentiel important car il peut être appliqué à la simulation des écoulements dans les fils (dont l'écoulement est régi par le modèle Darcy) et dans les espaces inter-fils des renforts (régis par le modèle de Stokes). Toutefois, compte tenu des résultats expérimentaux et des enjeux industriels associés, c'est l'échelle macroscopique qui a été envisagée dans ces travaux.

Une des difficultés associée à la simulation du procédé par infusion consiste à définir des outils numériques robustes et stables pouvant être appliqués aux géométries et aux paramètres imposés par les pièces et matériaux mis en jeu. Des solutions numériques ont été proposées pour résoudre le problème de mécanique des fluides et son couplage avec un problème de mécanique des solides. Dans ce travail, la résolution du problème de mécanique des fluides repose sur une formulation monolithique du problème Stokes-Darcy résolue avec des éléments finis mixtes (définis en vitesse pression) et stabilisés par une méthode multi-échelle (ASGS). Un modèle de Terzaghi permet de coupler le problème de mécanique des fluides au problème de mécanique des solides en représentant l'action du fluide le renfort via sa pression hydrostatique. La déformation du milieu engendre alors une évolution du taux volumique de fibres et de la perméabilité du milieu qui sont actualisés dans le problème de mécanique des fluides. Enfin, la représentation des interfaces du modèle a été réalisée au moyen d'une méthode Level-Set, utilisée à la fois pour définir et faire évoluer le front de fluide et les propriétés rhéologiques associées. Elle a également été utilisée pour définir l'interface entre les domaines de Stokes et de Darcy ou encore pour représenter les plis des renforts (post-traitement). Actuellement, les outils de simulation et d'analyse mis en œuvre dans ce travail sont innovants car aucun code de calcul industriel n'est capable de proposer une telle définition des interfaces et des couplages sur des géométries 2D et 3D.

La caractérisation et la modélisation de la perméabilité transverse saturée et du comportement mécanique transverse des préformes sèches ont permis de simuler les infusions de plaques dans des conditions analogues aux essais expérimentaux. Des différences dans les temps d'infusions ont alors été mises en évidence. Des analyses paramétriques ont permis de définir que sur les renforts et géométries de l'étude, les modifications engendrées par la déformation des préformes sont du second ordre sur la prédiction des temps d'infusion. Ce sont alors la caractérisation et la modélisation de la perméabilité des préformes ainsi que de la viscosité du fluide qui sont déterminantes pour la prédiction des temps d'infusion. La définition et la caractérisation de la perméabilité est un enjeu majeur compte tenu de sa dépendance directe à l'architecture du renfort. Cet enjeu est d'autant plus important que les architectures et natures de renforts mises en jeu dans des structures industrielles peuvent être nombreuses et influent toutes sur la solution numérique du problème. Un effort important doit donc être réalisé dans la compréhension, la définition et la caractérisation de la perméabilité afin d'expliquer et modéliser les phénomènes non-

Darcéens observés expérimentalement. La question même de la représentation d'écoulements complexes à travers cette seule notion de perméabilité est à poser.

De nombreuses autres perspectives peuvent être envisagées comme suite à ce travail. A l'échelle du procédé, la modélisation de la thermocinétique de réticulation et de l'évolution des propriétés rhéologiques de la résine seraient nécessaires pour la simulation de l'élaboration de pièces de grandes dimensions, mettant en avant des temps d'infusion longs. Une autre problématique, associée à l'étude de géométries complexes, réside dans la capacité à résoudre des problèmes de grandes dimensions tout en assurant des temps de simulation raisonnables. Le développement d'algorithmes et de méthodes de résolution plus performants (en parallèle) semble incontournable.

La mise en place d'outils de simulation aux échelles microscopiques et mésoscopiques est également cruciale pour apporter des outils d'analyse et de compréhension des phénomènes ne pouvant être captés à l'échelle du procédé *i.e.* à travers la perméabilité. Ces échelles de modélisation pourraient notamment apporter de nouveaux outils ou méthodes de caractérisation des renforts (« perméabilité » numérique). A ces échelles, la modélisation et la simulation des phénomènes capillaires et des effets de mouillage sont des voies de développement prometteuses. Pour simuler ces effets, des méthodes numériques adaptées doivent être développées car les méthodes de résolution classiques montrent des limites pour représenter et capter les discontinuités introduites par ces modèles.

La plupart de ces problématiques et perspectives proposées sont déjà envisagées et seront traitées dans les années futures dans le cadre de la chaire industrielle établie entre l'École des Mines de Saint-Étienne et l'entreprise Hexcel.

A De la problématique des écoulements en conduite à l'équation de Darcy

Sommaire

- A.1 Le modèle de Darcy-Weisbach
- A.2 Le modèle de Darcy

A l'origine, en 1886, le modèle de Darcy est apparu avec les problématiques d'adduction d'eau et de calcul d'écoulement en conduites fermées. L'objectif était de dimensionner les réseaux d'eau en prenant en compte les pertes de charge dans les conduites. La contribution d'Henry Darcy est à l'origine du modèle de Darcy-Weisbach caractérisant les pertes de charge régulières dans une conduite, et du modèle de Darcy caractérisant les pertes de charge dans un milieu poreux.

A.1 Le modèle de Darcy-Weisbach

Le modèle de Darcy-Weisbach constitue la relation entre les pertes de charges linéiques et la vitesse du fluide dans une conduite hydraulique [191]. Dans le cas d'une conduite de section constante et de longueur L la perte de charge Δp est définie par :

$$\Delta p = f_d \frac{L}{D_h} \frac{\rho \bar{v}^2}{2} \quad (\text{A.1})$$

avec f_d un coefficient de perte de charge linéique (coefficient de Darcy) et ρ la masse volumique du fluide. \bar{v} représente la vitesse moyenne du fluide dans la canalisation définie par $\bar{v} = \frac{Q}{S}$ où Q est le débit dans la canalisation et S sa section. Enfin D_h représente le diamètre hydraulique de la conduite défini par $D_h = \sqrt{\frac{4S}{\pi}}$.

Le coefficient de friction f_d est un paramètre dépendant du régime de l'écoulement, de la forme de la conduite, et peut également être dépendant de l'état de surface de la conduite (rugosité). Le paramètre de friction est généralement défini à l'aide de relations empiriques dépendantes du régime de l'écoulement. Le régime d'écoulement est alors caractérisé par le nombre de Reynolds Re , rapport entre les forces visqueuses et les forces d'inertie défini par :

$$Re = \frac{\rho \bar{v} l_c}{\eta} \quad (\text{A.2})$$

Avec η définissant la viscosité du fluide et l_c une longueur caractéristique du système qui

dans le cas des conduites correspond au diamètre hydraulique ($l_c = D_h$).

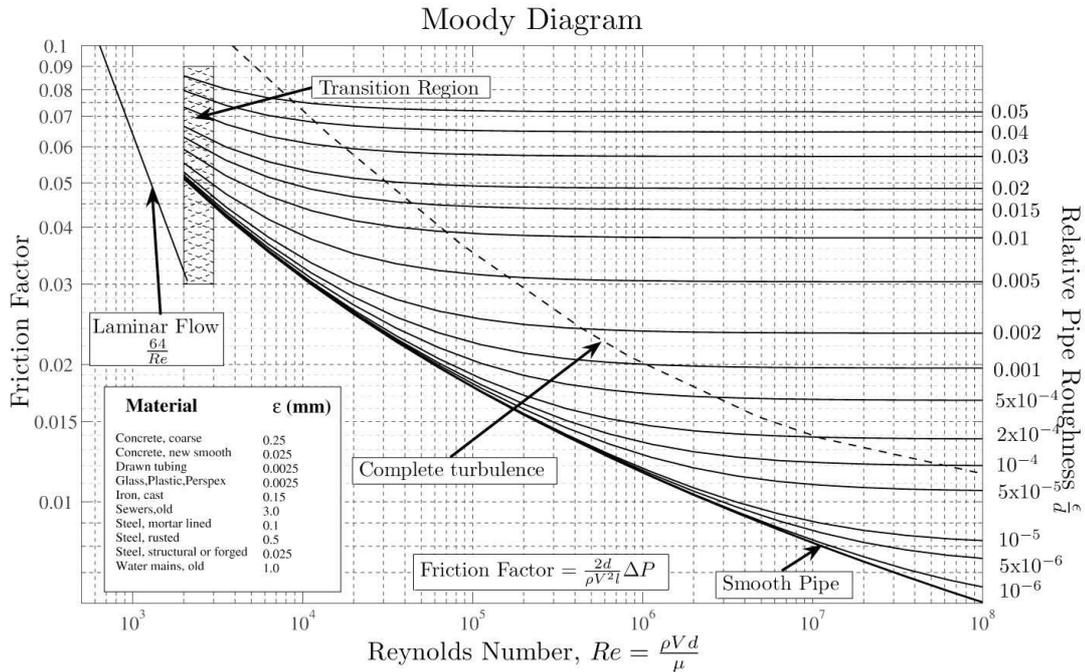


Figure A.1: Diagramme de Moody pour une conduite de section circulaire [192].

En pratique, les hydrauliciens utilisent des abaques tel que le diagramme de Moody (figure A.1). Toutefois, lorsque l'écoulement est laminaire (*i.e.* sans turbulence et caractérisé par $Re < 1000$) et pour des géométries simples il est possible de définir des solutions analytiques du problème. Ainsi, il est possible de calculer de manière exacte le coefficient de frottement associé à l'écoulement. On montre ainsi que le coefficient de frottement f_d est inversement proportionnel au nombre de Reynolds :

$$f_d = \frac{\alpha_d}{Re} \quad \text{en régime laminaire} \quad (\text{A.3})$$

Avec α_d un paramètre uniquement dépendant de la géométrie de la section de la canalisation (prenant la valeur de 64 pour une section circulaire figure A.1).

En utilisant les relations A.1, A.2 et A.3, on montre que dans le cadre d'un écoulement laminaire, en régime établi et pour une géométrie fixe donnée, la perte de charge dans une conduite peut s'écrire sous la forme :

$$\frac{\Delta p}{L} = \frac{\alpha_d}{2D_h^2} \eta \bar{v} \quad (\text{A.4})$$

A.2 Le modèle de Darcy

La problématique liée aux écoulements en milieux poreux est apparue avec l'utilisation de filtres, constitués de sable, dans les réseaux hydrauliques. Afin d'étudier les pertes de charges liées au passage du fluide dans le filtre Henry Darcy met en place l'expérience de la figure A.2. Il observe alors une relation de proportionnalité entre la perte de charge

et le débit imposé aux extrémités du filtre [33] mais constate que cette proportionnalité dépend de la nature du sable utilisé. Il établit alors la relation qui portera son nom :

$$\frac{\Delta p}{L} = \frac{\eta}{k} v = \frac{\eta}{k} \frac{4Q}{\pi D^2} \quad (\text{A.5})$$

et introduit ainsi le paramètre k définissant la perméabilité du milieu (homogène à une distance au carré, exprimée en m^2). Par cette relation de proportionnalité, Darcy met ainsi en évidence le caractère laminaire des écoulements en milieu poreux ¹, il est alors possible de faire une analogie entre les équations A.4 et A.5. Cette comparaison met en évidence que la perméabilité est un paramètre intrinsèque du milieu et représentatif de la géométrie locale des pores.

En pratique, la relation A.5 est très peu utilisée et remplacée par son expression différentielle définie par Hassanizadeh [193] et s'exprimant par :

$$\mathbf{v} = \frac{\mathbf{K}}{\eta} \nabla p \quad (\text{A.6})$$

\mathbf{v} représente la vitesse de Darcy, et \mathbf{K} le tenseur de perméabilité du milieu poreux. Sous cette forme, la loi de Darcy est bien vérifiée par l'expérience sous respect des hypothèses du modèle :

- La géométrie des pores doit être fixe et donc la déformation du milieu doit être négligeable.
- À l'échelle des pores, l'écoulement du fluide doit être bien décrit par les équations de Stokes ; ce qui suppose un nombre de Reynolds faible et un fluide au comportement Newtonien incompressible.
- L'écoulement du fluide doit être en régime établi, donc dans des conditions stationnaires.

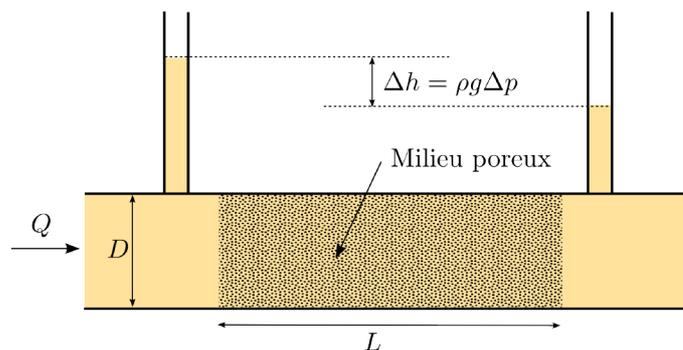


Figure A.2: Expérience de Darcy, écoulement dans un conduit constitué par un milieu poreux saturé.

1. Le caractère laminaire de l'écoulement peut également être mis en évidence par l'analyse du nombre de Reynolds associé à un écoulement en milieu poreux. Pour ces écoulements, la longueur caractéristique est de l'ordre de grandeur des pores de la matière ($l_c < 10^{-4} \text{ mm}$) et conduit à des nombres de Reynolds $Re \ll 1000$.

B Solutions analytiques pour les équations de Darcy

Sommaire

- B.1 Résolution des équations de Darcy en 1D
- B.2 Écoulement 2D radial
- B.3 Écoulement 3D radial

Pour certains cas d'écoulements simples, il est possible de résoudre analytiquement l'équation de Darcy (équation B.1) modélisant l'écoulement dans un domaine poreux. Ces solutions simples sont très utiles pour approcher certains paramètres du procédé tel que le temps de remplissage. Numériquement ces solutions permettent également de vérifier le comportement des modèles développés. L'objectif de cette partie est de recenser certaines de ces solutions utilisées dans l'étude.

$$\mathbf{v} = -\frac{\mathbf{K}}{\eta}(\nabla p - \rho\mathbf{g}) \quad (\text{B.1})$$

où :

- \mathbf{v} correspond à la vitesse équivalent de Darcy *i.e.* une vitesse en fut vide.
- \mathbf{K} correspond au tenseur perméabilité du milieu.
- η représente la viscosité du fluide.
- $\rho\mathbf{g}$ correspond aux forces gravitationnelles.
- ∇p correspond au gradient de pression.

B.1 Résolution des équations de Darcy en 1D

B.1.1 Solution analytique

En négligeant les forces gravitationnelles, en considérant une perméabilité constante K dans la direction d'infusion, et en faisant l'hypothèse que les pertes de charge dans la préforme sont uniquement créées par la résine¹ (de viscosité η_r), l'équation B.1 peut s'écrire :

$$v = -\frac{K(P_2 - P_1)}{\eta_r l} = \frac{K \Delta P}{\eta_r l} \quad (\text{B.2})$$

Le gradient de pression est ici constant (évolution linéaire de la pression dans la préforme) et réduit à la différence de pression motrice $\Delta P = P_2 - P_1$ (figure B.1) rapportée à

1. Cette hypothèse sera discutée par la suite.

l'épaisseur infusée l . La vitesse réelle de la résine est supérieure à la vitesse superficielle, car seule une fraction du matériau contribue à l'écoulement. Elle s'exprime en utilisant la porosité du renfort ϕ par :

$$v_r = \frac{v}{\phi} = \frac{k}{\eta_r \phi} \frac{\Delta P}{l} \quad (\text{B.3})$$

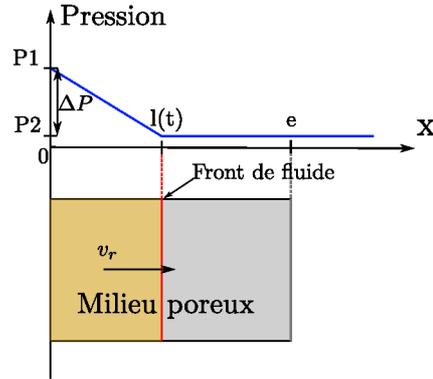


Figure B.1: Schéma d'un écoulement unidirectionnel dans une préforme.

Finalement, en écrivant:

$$v_r = \frac{dl}{dt} = \frac{k}{\eta_r \phi} \frac{\Delta P}{l} \quad (\text{B.4})$$

ce qui, par intégration, nous permet d'écrire :

$$l(t) = \sqrt{\frac{2 k \Delta P t}{\eta \phi}} \quad (\text{B.5})$$

Et ainsi, le temps de remplissage d'une préforme d'épaisseur e s'obtient en calculant t pour $l = e$:

$$t = \frac{e^2 \eta \phi}{2 k \Delta P} \quad (\text{B.6})$$

Ou encore, d'obtenir la vitesse du front de fluide v_f en fonction du temps en remplaçant $l(t)$ par son expression dans l'équation B.3 :

$$v_f(t) = \sqrt{\frac{k \Delta P}{2 \eta \phi t}} \quad (\text{B.7})$$

B.1.2 Limite à cette solution

On observe facilement avec l'équation B.3, que lorsque l'épaisseur infusée tend vers 0, la vitesse diverge et tend vers $+\infty$. Cet effet est dû à l'hypothèse réalisée, selon laquelle la perte de charge est uniquement liée à la résine dans la préforme. Or, en réalité, la préforme en début d'infusion est remplie d'air qui, si les vitesses sont importantes, peut engendrer également des pertes de charges. D'autre part, des pertes de charges complémentaires peuvent être induites en amont et en aval de la préforme. Afin d'évaluer l'épaisseur infusée $l(t)$ pour laquelle l'air peut influencer l'écoulement, négligeons les éléments en amont et

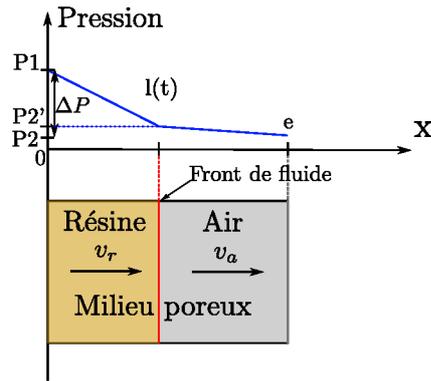


Figure B.2: Schéma d'un écoulement unidirectionnel dans une préforme, avec une perte de charge liée à l'air dans la préforme.

en aval de la préforme et considérons uniquement le cas exposé par la figure B.2. Ce cas est très clairement un cas de perte de charge en série pour lequel nous pouvons écrire :

$$(P1 - P2) = (P1 - P2') + (P2' - P2) = \Delta P_{resine} + \Delta P_{air} \quad (B.8)$$

En utilisant l'équation B.3 et en remarquant que $v_r = v_a$, nous pouvons écrire :

$$v_r(t) = v_a(t) = v(t) = \frac{k}{\eta_r \phi} \frac{\Delta P_{resine}}{l(t)} = \frac{k}{\eta_a \phi} \frac{\Delta P_{air}}{e - l(t)} \quad (B.9)$$

Et ainsi, nous pouvons obtenir la formule (indépendante de la perméabilité du milieu) :

$$\frac{\Delta P_{resine}}{\Delta P_{air}} = \frac{\eta_r l(t)}{\eta_a (e - l(t))} \quad (B.10)$$

Ce qui permet de définir la longueur l pour laquelle la perte de charge liée à la résine devient supérieure à la perte de charge liée à l'air soit $\frac{\Delta P_{resine}}{\Delta P_{air}} \geq \alpha = 1$. Avec les paramètres $\eta_r = 0.03 \text{ Pa.s}$; $\eta_a = 1e^{-5} \text{ Pa.s}$; $e = 10 \text{ mm}$, les résultats numériques sont :

- $\alpha = 1$: $l=3 \mu\text{m}$
- $\alpha = 10$: $l=33 \mu\text{m}$
- $\alpha = 100$: $l=322 \mu\text{m}$

Cette épaisseur reste donc limitée à la taille d'un pli de la préforme.

B.2 Écoulement 2D radial

B.2.1 Cas d'une perméabilité isotrope

Champs de vitesse et de pression

Considérons maintenant le cas d'un écoulement purement radial, réduit à un quart de la structure sur la figure B.3 du fait de l'axi-symétrie du problème. En combinant l'équation de Darcy avec l'équation de la conservation de la masse, nous obtenons l'équation

générale :

$$\operatorname{div}\left(\frac{\mathbf{K}}{\eta}\nabla p\right) = 0 \quad (\text{B.11})$$

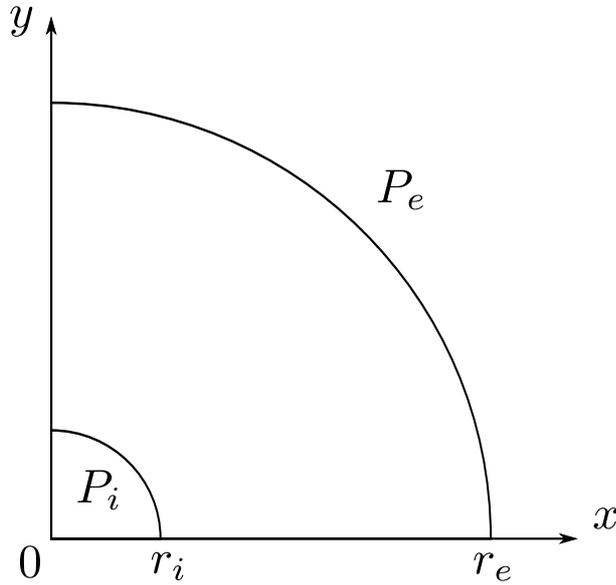


Figure B.3: Géométrie et conditions aux limites d'un écoulement radial.

En considérant une perméabilité isotrope K et une viscosité η constantes sur l'ensemble du domaine, cette équation se réduit à la résolution de l'équation de Laplace :

$$\Delta p = \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} = 0 \quad (\text{B.12})$$

qui s'écrit en coordonnées polaires et pour un champ de pression purement radial :

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{dp}{dr} \right) = 0 \quad (\text{B.13})$$

Par une double intégration de l'équation B.13, nous obtenons la solution générale pour le champ de pression :

$$p(r) = A \ln(r) + B \quad (\text{B.14})$$

L'application des conditions aux limites $p(r_e) = P_e$ et $p(r_i) = P_i$ permet d'obtenir :

$$p(r) = P_i + (P_e - P_i) \frac{\ln\left(\frac{r}{r_i}\right)}{\ln\left(\frac{r_e}{r_i}\right)} \quad (\text{B.15})$$

Le champ de vitesse analytique est déterminé en appliquant la loi de Darcy :

$$v(r) = -\frac{K}{\eta} \frac{\partial p}{\partial r} = -\frac{K}{\eta} \frac{1}{r} \frac{(P_e - P_i)}{\ln\left(\frac{r_e}{r_i}\right)} \quad (\text{B.16})$$

Cas instationnaire: croissance d'un cercle

Pour considérer un cas instationnaire et donc le déplacement de l'interface du front de fluide, nous utilisons l'équation B.16. Cette équation est vraie dans tout le domaine et particulièrement pour $r_f = r_e$ correspondant au front de fluide pour lequel la pression vaut P_f . Comme pour le cas 1D, la vitesse donnée par la loi de Darcy correspond à une vitesse en fût vide. La vitesse réelle du fluide dans le milieu poreux est déterminée en divisant cette vitesse par la porosité ϕ . Ainsi, la vitesse du front de fluide v_f est donnée par :

$$v_f = \frac{dr_f}{dt} = -\frac{K}{\eta\phi} \frac{1}{r_f} \frac{(P_f - P_i)}{\ln\left(\frac{r_f}{r_i}\right)} \quad (\text{B.17})$$

Cette équation peut être évaluée entre 0 et T entre les bornes $r(t = 0) = r_i$ et $r(t = T) = r_f$ par :

$$\int_{r_i}^{r_f} r_f \ln\left(\frac{r_f}{r_i}\right) dr_f = - \int_0^T \frac{K}{\eta\phi} (P_f - P_i) dt \quad (\text{B.18})$$

ce qui donne :

$$\left(\frac{r_f}{r_i}\right)^2 \left[\left(2 \ln\left(\frac{r_f}{r_i}\right) - 1\right) - 1 \right] = \frac{4 K \phi (P_f - P_i) t}{\eta} \quad (\text{B.19})$$

La résolution de cette équation permet donc d'obtenir la position du front de fluide en fonction du temps.

B.2.2 Cas d'une perméabilité orthotrope

Pour simplifier la résolution des équations, nous considérons que le repère $(0, x, y)$ de la figure B.3 correspond au repère d'orthotropie du matériau. Le tenseur de perméabilité \mathbf{K} de l'équation B.11 s'écrit alors :

$$\mathbf{K} = \begin{bmatrix} K_I & 0 \\ 0 & K_{II} \end{bmatrix}_{(0,x,y)} \quad (\text{B.20})$$

Ainsi, en considérant toujours une viscosité η constante et une perméabilité constante dans le domaine, l'équation B.11 devient :

$$K_I \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + K_{II} \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} = 0 \quad (\text{B.21})$$

Ce système peut être transformé en un système quasi-isotrope en réalisant la transformation [117] :

$$\bar{x} = x(\alpha)^{(1/4)} ; \bar{y} = y\left(\frac{1}{\alpha}\right)^{(1/4)} \quad (\text{B.22})$$

avec $\alpha = \frac{K_{II}}{K_I}$ correspondant au degré d'anisotropie du matériau. La perméabilité quasi-isotrope est définie par $K' = \sqrt{K_I K_{II}}$. Ce qui amène à résoudre le système :

$$\frac{\partial^2 P}{\partial \bar{x}^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial \bar{y}^2} = 0 \quad (\text{B.23})$$

Le passage dans un repère quasi-isotrope cylindrique amène à considérer le rayon $\bar{r} =$

$\sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2}$ et la résolution de ce système donne :

$$\left(\frac{\bar{r}_f}{\bar{r}_i}\right)^2 \left[\left(2 \ln \left(\frac{\bar{r}_f}{\bar{r}_i} \right) - 1 \right) - 1 \right] = \frac{4 K' \phi (P_f - P_i) t}{\eta} \quad (\text{B.24})$$

Finalement en remplaçant dans cette équation \bar{r} par sa définition :

$$\bar{r} = \sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2} = \sqrt{\left(\frac{K_{II}}{K_I}\right)^{(1/2)} x^2 + \left(\frac{K_I}{K_{II}}\right)^{(1/2)} y^2} \quad (\text{B.25})$$

ainsi que K' par $\sqrt{K_I K_{II}}$, nous pourrions démontrer que les solutions sur les axes de symétries x et y sont indépendantes et admettent pour solutions respectives :

$$\begin{cases} \left(\frac{r_x}{r_{xi}}\right)^2 \left[\left(2 \ln \left(\frac{r_x}{r_{xi}} \right) - 1 \right) - 1 \right] = \frac{4 K_I (P_f - P_i) t}{\Phi \eta} \\ \left(\frac{r_y}{r_{yi}}\right)^2 \left[\left(2 \ln \left(\frac{r_y}{r_{yi}} \right) - 1 \right) - 1 \right] = \frac{4 K_{II} (P_f - P_i) t}{\Phi \eta} \end{cases} \quad (\text{B.26})$$

nota : Avec cette solution le front de fluide forme une ellipse dont le rapport des demi-axes principaux $\frac{r_x}{r_y}$ vaut $\sqrt{\frac{K_I}{K_{II}}}$.

B.3 Écoulement 3D radial

B.3.1 Cas d'une perméabilité isotrope

Champs de vitesse et de pression

Considérons maintenant le cas d'un écoulement purement radial 3D, réduit à un 1/8 de la structure sur la figure B.4. En combinant l'équation de Darcy avec l'équation de la conservation de la masse, nous obtenons l'équation générale :

$$\text{div} \left(\frac{\mathbf{K}}{\eta} \nabla p \right) = 0 \quad (\text{B.27})$$

En considérant une perméabilité isotrope K et une viscosité η constantes sur l'ensemble du domaine, cette équation se réduit à la résolution de l'équation de Laplace :

$$\Delta p = \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial z^2} = 0 \quad (\text{B.28})$$

qui s'écrit en coordonnées sphériques et pour un champ de pression purement radial :

$$\frac{1}{r^2} \frac{d}{dr} \left(r^2 \frac{dp}{dr} \right) = 0 \quad (\text{B.29})$$

Par une double intégration de l'équation B.29, la solution générale pour le champs de pression est :

$$p(r) = A + \frac{B}{r} \quad (\text{B.30})$$

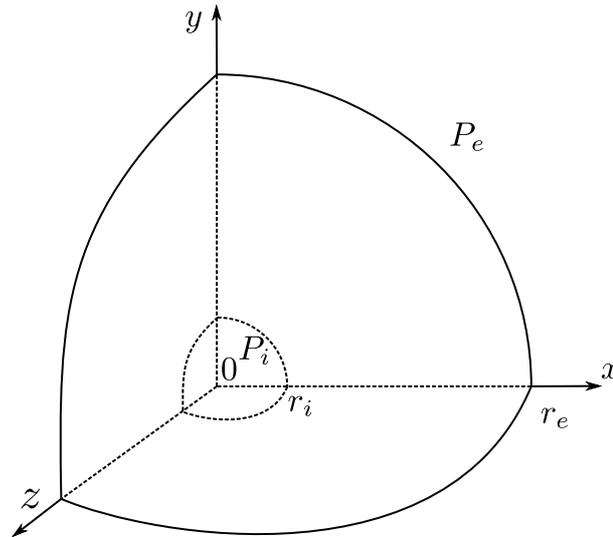


Figure B.4: Géométrie et conditions aux limites d'un écoulement radial.

L'application des conditions aux limites $p(r_e) = P_e$ et $p(r_i) = P_i$ permet d'obtenir :

$$p(r) = P_i + \frac{(P_e - P_i)}{r_e - r_i} r_e - \frac{(P_e - P_i) r_e r_i}{r_e - r_i} \frac{1}{r} \quad (\text{B.31})$$

Le champ de vitesse analytique est déterminé en appliquant la loi de Darcy :

$$v(r) = -\frac{K}{\eta} \frac{\partial p}{\partial r} = -\frac{K}{\eta} \frac{(P_e - P_i) r_e r_i}{r_e - r_i} \frac{1}{r^2} \quad (\text{B.32})$$

B.3.2 Cas d'une perméabilité orthotrope

Pour simplifier la résolution des équations, nous considérons que le repère $(0, x, y, z)$ correspondant au repère d'orthotropie du matériau. Le tenseur de perméabilité \mathbf{K} de l'équation B.27 s'écrit alors :

$$\mathbf{K} = \begin{bmatrix} K_I & 0 & 0 \\ 0 & K_{II} & 0 \\ 0 & 0 & K_{III} \end{bmatrix}_{(0,x,y,z)} \quad (\text{B.33})$$

Ainsi, en considérant toujours une viscosité η constante et une perméabilité constante dans le domaine, l'équation B.11 devient :

$$K_I \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + K_{II} \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} + K_{III} \frac{\partial^2 P}{\partial z^2} = 0 \quad (\text{B.34})$$

De manière similaire au cas 2D, la transformation d'un tel système en un système quasi-isotrope est réalisé par la transformation [119] :

$$\bar{x} = x \left(\frac{K_{II} K_{III}}{K_I} \right)^{(1/4)} ; \bar{y} = y \left(\frac{K_I K_{III}}{K_{II}} \right)^{(1/4)} ; \bar{z} = z \left(\frac{K_I K_{II}}{K_{III}} \right)^{(1/4)} \quad (\text{B.35})$$

La perméabilité quasi-isotrope est définie par $K' = \sqrt{K_I K_{II} K_{III}}$. Ce qui nous amène à

résoudre le système :

$$\frac{\partial^2 P}{\partial \bar{x}^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial \bar{y}^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial \bar{z}^2} = 0 \quad (\text{B.36})$$

Le passage dans un repère quasi-isotrope sphérique amène à considérer le rayon $\bar{r} = \sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2 + \bar{z}^2}$ et la résolution de ce système s'écrit (équation B.32) :

$$v(\bar{r}) = -\frac{K'}{\eta} \frac{\partial p}{\partial r} = -\frac{K (P_e - P_i) \bar{r}_e \bar{r}_i}{\eta (\bar{r}_e - \bar{r}_i) \bar{r}^2} \quad (\text{B.37})$$

Finalement en remplaçant dans cette équation \bar{r} par sa définition :

$$\bar{r} = \sqrt{\bar{x}^2 + \bar{y}^2 + \bar{z}^2} = \sqrt{\left(\frac{K_{II} K_{III}}{K_I}\right)^{(1/2)} x^2 + \left(\frac{K_I K_{III}}{K_{II}}\right)^{(1/2)} y^2 + \left(\frac{K_I K_{II}}{K_{III}}\right)^{(1/2)} z^2} \quad (\text{B.38})$$

ainsi que K' par $\sqrt{K_I K_{II} K_{III}}$. Alors, les solutions dans les axes matériaux x , y et z sont indépendantes et admettent pour solutions respectives :

$$v(x, y = 0, z = 0) = -\frac{K_I (P_e - P_i) r_{xe} r_{xi}}{\eta (r_{xe} - r_{xi}) x^2} \quad (\text{B.39})$$

$$v(x = 0, y, z = 0) = -\frac{K_{II} (P_e - P_i) r_{ye} r_{yi}}{\eta (r_{ye} - r_{yi}) y^2} \quad (\text{B.40})$$

$$v(x = 0, y = 0, z) = -\frac{K_{III} (P_e - P_i) r_{ze} r_{zi}}{\eta (r_{ze} - r_{zi}) z^2} \quad (\text{B.41})$$

où respectivement les couples r_{xe} et r_{xi} , r_{ye} et r_{yi} ainsi que r_{ze} et r_{zi} définissent les demis grands axes extérieurs et intérieurs de la calotte ellipsoïdale dans les directions x, y et z . Enfin, il faut noter que ces solutions sont valides uniquement si le domaine est de forme ellipsoïdale dont les rapports des demis grands axes r_x, r_y, r_z (intérieurs et extérieurs) ont pour proportions respectives :

$$\frac{r_x}{r_y} = \sqrt{\frac{K_I}{K_{II}}} \quad , \quad \frac{r_y}{r_z} = \sqrt{\frac{K_{II}}{K_{III}}} \quad , \quad \frac{r_x}{r_z} = \sqrt{\frac{K_I}{K_{III}}} \quad (\text{B.42})$$

C Préparation et analyse des échantillons micrographiques

Sommaire

- C.1 Préparation des échantillons
- C.2 Acquisition et traitement des images

Les matériaux composites étant hétérogènes et anisotropes, la réalisation des prélèvements et la préparation des échantillons micrographiques nécessitent certaines précautions pour être représentatifs, et ce sans détériorer la microstructure initiale. Cette partie décrit la méthode et les difficultés associées au prélèvement, la préparation et l'analyse par observation optique des échantillons. Ceci sera suivi par la présentation de l'analyse des porosités par traitement d'image.

C.1 Préparation des échantillons

C.1.1 Position des échantillons

Les analyses par micrographies sont réalisées sur des sections de l'échantillon, de fait, l'analyse d'image ne permet alors d'accéder qu'à des paramètres en 2 dimensions. Il est donc nécessaire de contrôler la localisation de ces sections afin d'obtenir des informations représentatives du volume complet de l'éprouvette.

La stéréologie est la science permettant l'estimation de quantités géométriques telles que le nombre, la longueur, l'aire, la surface et le volume d'éléments (porosités par exemple) que l'on souhaite caractériser à l'intérieur d'un objet donné. Elle repose sur l'observation d'un échantillon *Isotrope Uniforme et Aléatoire*: IUR (Isotropic Uniform Random). Si cette condition est vérifiée, alors il existe des relations fondamentales faisant le lien entre les indicateurs observés et la structure complète. Dans le cas de l'analyse d'image par micrographie optique d'un composite, l'objet observé est une coupe d'un matériau opaque. Dans ce cas, une section plane de la structure est observée et les éléments sont réduits d'une dimension (les volumes sont représentés par des aires, les surfaces par des lignes...). Le tableau C.1 et la figure C.1 recensent et représentent quelques relations applicables à l'étude d'une coupe.

Mesure	Relation	Propriété
Densité de points	$\langle P_A \rangle = L_V/2$	Densité de longueur
Longeur par unité de surface	$\langle L_A \rangle = (\pi/4)A_V$	Densité de surface
Fraction de surface	$\langle A_A \rangle = V_V$	Fraction volumique

Tableau C.1: Relations de base de la stéréologie applicables à l'analyse d'une coupe (A = Aire , L =Longeur, P = nombre de Point, $\langle \rangle$ = Valeur moyenne attendue et L_A = une Longeur L rapportée à une aire A) [102].

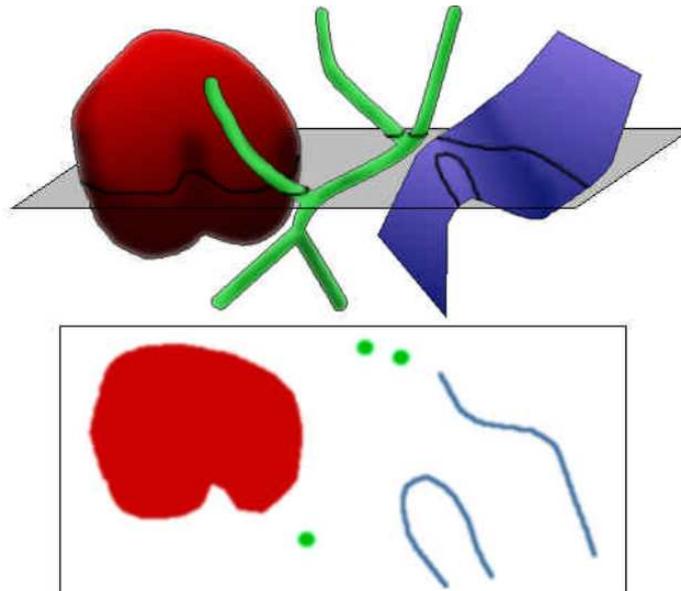


Figure C.1: Éléments de la coupe d'un espace de dimension 3 : plan (rouge), lignes (bleu), points (vert) résultats de l'intersection du plan (en gris) avec respectivement des éléments volumiques, surfaciques et longilignes [102].

Afin d'appliquer la relation d'équivalence entre le rapport de surface observé et le taux de porosité volumique contenu dans l'éprouvette, la réalisation d'un échantillonnage parfaitement IUR nécessite :

1. que les surfaces choisies pour l'analyse des caractéristiques de la structure ne soient pas choisies arbitrairement, de manière à sélectionner certaines parties plus riches en événements, et ainsi favoriser leurs détections (échantillonnage aléatoire).
2. que toutes les directions de mesure soient représentées de manière équitable (isotrope).
3. que chaque partie de la structure soit représentées de manière égale (uniformément).

Sur des structures composites, le respect de la seconde condition requiert principalement que la découpe ne soit pas réalisée dans une direction préférentielle par rapport à l'orientation des fibres. Sur des plaques de drapages quasi-isotropes ou unidirectionnelles, il est possible d'utiliser l'orientation donnée en rouge sur la figure C.3. Enfin, la taille des échantillons prélevés est ici limitée par les plots d'enrobages utilisés. Les éprouvettes sont ainsi typiquement de l'épaisseur de la plaque, pour une largeur d'environ 20 mm. Les

plaques observées mesurant en moyenne 3 mm d'épaisseur, la surface totale d'observation est près de deux fois plus importante que la surface minimum de 20 mm² spécifiée par la norme AITM sur l'analyse de porosité par observation optique [95].

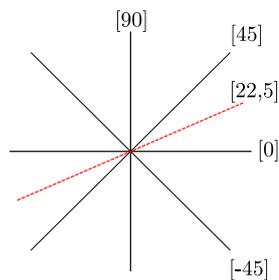


Figure C.2: Orientation d'un échantillon isotrope pour un stratifié quasi-unidirectionnel

C.1.2 Enrobage et polissage

Le protocole de découpe et de polissage des éprouvettes présenté dans cette partie est issu de l'expérience et des connaissances précédemment développées à l'École des Mines et au sein d'Hexcel.

L'étape d'enrobage est réalisée avec une résine thermodurcissable à froid, associée à un additif fluorescent. Afin de limiter les zones exemptes de résines d'enrobage, l'échantillon est enrobé sous vide puis replacé à pression ambiante pour réticulation. Par l'augmentation de la pression et la diminution du volume des poches d'air, la résine peut s'infiltrer dans l'ensemble des interstices de surface de l'échantillon et limiter la présence de poches d'air stockant potentiellement des déchets lors de l'étape de polissage. Néanmoins, si l'échantillon contient des porosités ouvertes (*i.e.* des porosités connectées avec le bord de l'échantillon) de la résine peut s'infiltrer et remplir ces porosités. Ceci peut perturber significativement l'analyse par traitement d'images. Associé à une lumière noire, le rôle de l'additif fluorescent est de mettre à jour ce phénomène lors de l'observation optique.

Pour l'étape de polissage, la principale difficulté provient de la différence de ductilité entre les fibres et la résine rendant le matériau composite très sensible à l'abrasion (ce qui explique l'utilisation de phases de polissage courtes). Ce phénomène rend souvent difficile le polissage jusqu'à « l'état miroir ». L'effet est d'autant plus important que dans cette étude, nous visons à observer des porosités de tailles très modestes. Les cavités alors découvertes peuvent être des lieux de stockage de particules, d'impuretés ou d'abrasif servant au polissage. C'est pour cette raison que des phases de nettoyage en bain à ultrasons sont utilisées lors des phases finales de polissage par suspensions diamantées, puis suspensions d'alumine. Le protocole de polissage complet est finalement donné dans le tableau C.2.

Pour ce protocole, nous utilisons une polisseuse (modèle « Tegramin ») de la marque Struers et les consommables de la même marque. La polisseuse est semi-automatique et possède un support d'échantillons excentré, dont la vitesse et le sens de rotation sont indépendants de celle du plateau abrasif. La polisseuse possédant des cellules de force indépendantes pour chaque échantillon, la force imposée pendant le polissage est définie

N° de l'étape	Méthode de polissage	Force (N)	Temps (s)	Vitesse de rotation (tr/min)	
				Tête	Plateau
1	Grain P220	20	30+30	150	100
2	Grain P500	20	Facultatif	150	100
3	Grain P1000	20	30+30	150	100
Surface savonnée + 3 min aux ultrasons					
4	Suspensions diamant 3 μm	10	0+560	300	100
Surface savonnée + 3 min aux ultrasons					
5	Suspensions diamant 1 μm	10	0+300	300	100
Surface savonnée + 3 min aux ultrasons					
6	Suspensions alumine 0,3 μm	25	360+0	150	150

Tableau C.2: Protocole de polissage des échantillons.

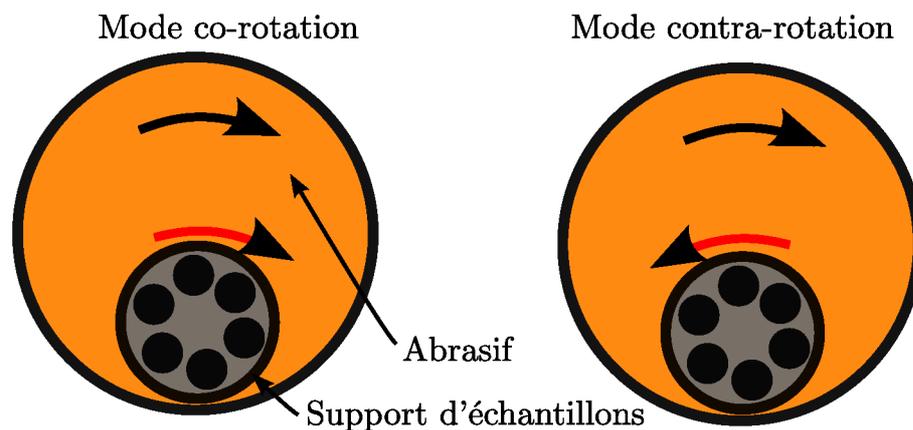


Figure C.3: Schématisation des modes de polissage en co-rotation et contra-rotation.

par pion. Les temps de polissage sont indiqués avec deux nombres représentant respectivement les temps en co-rotation et contra-rotation (temps en co-rotation + temps en contra-rotation). Le mode co-rotatif introduit un polissage avec une plus grande régularité de vitesse et favorise la planéité de la surface. Au contraire, le mode contra-rotatif est moins régulier mais favorise un enlèvement rapide de matière. Avec les fibres de carbone, les toiles abrasives s'abîment très rapidement et perdent de l'effet, le polissage est donc réalisé en deux temps, d'abord avec une rotation du plateau en co-rotatif (30 s), puis en contrarotatif (30 s). Le polissage avec les suspensions est réalisé en une seule étape, en mode contra-rotatif pour les suspensions diamantées puis en co-rotatif pour l'étape finale de préparation avec les suspensions d'alumine. Après chaque étape du protocole, un contrôle au microscope est réalisé afin de vérifier l'état de surface de l'ensemble des échantillons (rayures issues de l'étape précédente et planéité). Si un défaut est observé, l'étape est recommencée.

C.2 Acquisition et traitement des images

C.2.1 Acquisition

Les acquisitions d'images de cette étude sont réalisées avec un microscope optique disposant d'une caméra de 2576×1932 pixels et un grossissement $\times 10$. Cette configuration permet d'obtenir des prises d'images avec une résolution de $0,5412 \mu\text{m}/\text{px}$. Afin de traiter une surface représentative du spécimen supérieure à 20 mm^2 [95], un chariot automatisé est utilisé pour la prise automatique d'images à différentes positions contrôlées de l'échantillon. Lors du déplacement du chariot, une mise au point automatique est réalisée en chaque position. La reconstitution de la totalité de l'échantillon prélevé est réalisée avec un chevauchement des prises de 1% (pour une meilleure reconstruction par inter-correlation) sans modification de la résolution (figure C.4).

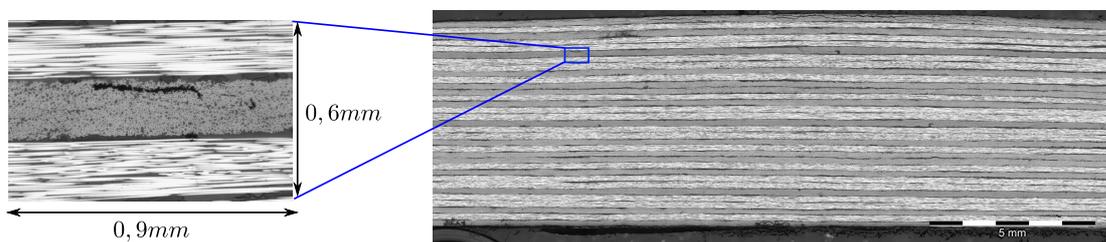


Figure C.4: Observation d'une image micrographique reconstituée (échantillon issu de pré-imprégnés).

C.2.2 Analyse et traitement d'image

Le traitement d'image a pour objectif de discriminer les informations intéressantes de la microstructure pour ensuite les analyser (moyennes, histogrammes...). L'objectif est ici de séparer les porosités du reste de la structure. Pour cela, la première étape consiste à sélectionner sur l'éprouvette la zone utile. Par la suite, l'ensemble des traitements d'images a été réalisé avec le logiciel libre ImageJ [194]. Une sélection rectangulaire est réalisée afin de sélectionner la zone la plus grande possible (figure C.5). Le bord supérieur de la plaque n'étant pas parfaitement rectiligne, une zone n'est pas prise en compte sur les bords de l'éprouvette. La sélection est réalisée pour que cette zone reste limitée à 1 pli. La présence de porosités dans ce dernier pli reste rare, et, compte tenu de la grande surface analysée, modifie peu les taux surfaciques de défauts.

Plusieurs traitements d'image classiques (érosion,...) [195] sont ensuite effectués sur la zone utile. Ces traitements permettent de discriminer les porosités et sont représentés figure C.6 sur une partie de la zone sélectionnée. Les étapes numérotées de (1) à (6) correspondent à :

1. Une étape de transformation des couleurs de l'image en niveaux de gris avec un échantillonnage des couleurs réalisé sur 8 bits (256 niveaux de gris).
2. La création d'un histogramme afin de sélectionner les niveaux de gris représentatifs des porosités.
3. À partir de l'historgramme, une étape de seuillage puis de binarisation permet de séparer les porosités du reste en fonction de leurs niveaux de gris.

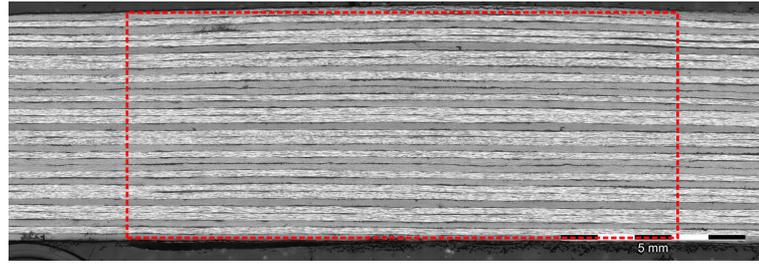


Figure C.5: Sélection de la zone utile sur l'éprouvette (échantillon issus de pré-imprégnés).

4. Lors de la mise au point d'images, il arrive que le centre des porosités soit en blanc. On effectue alors une étape de remplissage topologique pour garantir l'uniformité des zones définissant les porosités.
5. & 6. Afin de réduire le bruit d'acquisition, on applique un filtre morphologique classique composé d'une étape d'érosion suivie d'une dilatation (réalisant conjointement une étape dite d'ouverture). Cette ouverture est réalisée avec un élément structurant carré de 3×3 pixels qui induit un filtrage de tous les éléments de taille inférieure à 3 pixels (soit $1.62 \mu\text{m}$ avec les paramètres d'acquisition).

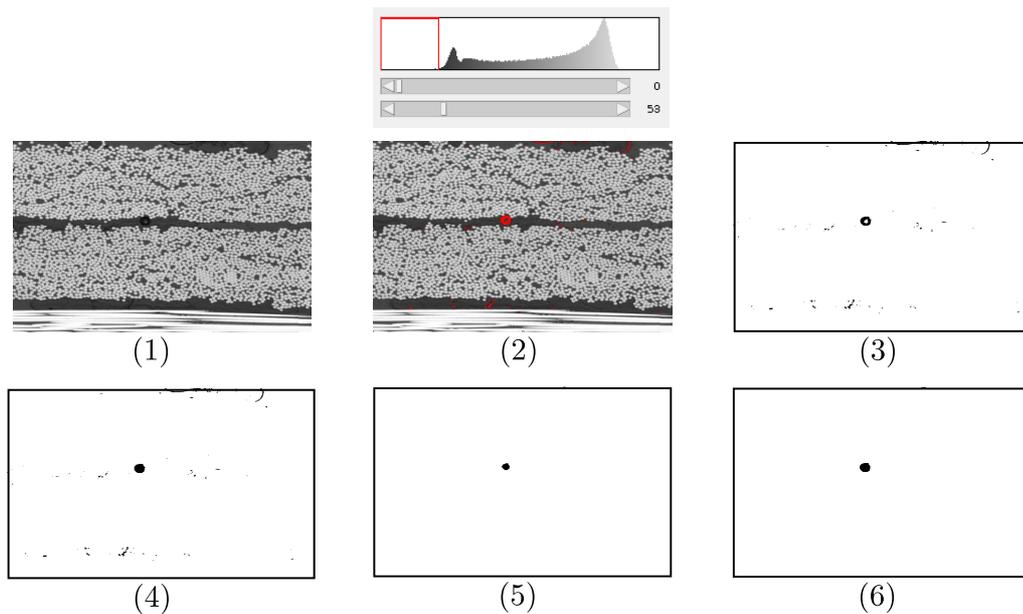


Figure C.6: Traitement d'image permettant de discriminer les porosités (échantillon issus de pré-imprégnés).

En appliquant les formules de l'analyse stéréologique, le taux de porosité de la surface de l'éprouvette noté V_e , est défini en quantifiant les pixels discriminés comme porosités N_p par rapport au nombre total de pixels N_t (équation C.1).

$$V_e = \frac{N_p}{N_t} \quad (\text{C.1})$$

C.2.3 Incertitudes de mesure

Comme toute mesure, la détection de porosité peut être soumise à des erreurs expérimentales estimées par le biais d'un intervalle de confiance. Dans le cadre de cette détection de porosités, plusieurs sources d'erreurs peuvent être mentionnées :

1. la qualité du polissage et de propreté des éprouvettes.
2. la netteté des images et l'acquisition pouvant introduire un bruit lors du seuillage.
3. l'étape de seuillage des images et le niveau évalué par l'utilisateur.

Afin de limiter et évaluer ces erreurs lors de la quantification du taux de porosité, un soin particulier est donné à la préparation des échantillons et à sa vérification pendant les étapes du protocole. Expérimentalement, la propreté des éprouvettes introduit principalement des tâches pouvant être traitées comme des porosités lors de l'analyse. Ces tâches sont très visibles et généralement situées sur les bords de l'éprouvette (figure C.7). Par une conservation des micrographies avant et après le traitement d'image, ces artefacts peuvent être facilement détectés par analyse visuelle des micrographies.

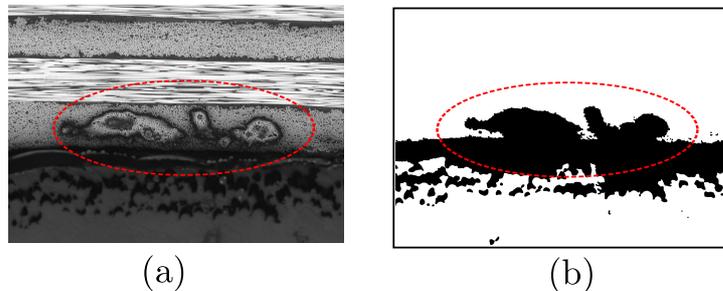


Figure C.7: Observation d'un défaut de propreté: avant traitement (a), après traitement (b) (échantillon issus de pré-imprégnés).

	Eprouvette 1		Eprouvette 2		Eprouvette 3		Eprouvette 4	
	seuil	porosité	seuil	porosité	seuil	porosité	seuil	porosité
Opérateur 1	31	0,05%	38	2,96%	39	6,11%	30	0,54%
Opérateur 2	35	0,09%	38	2,96%	38	6,10%	29	0,53%
Opérateur 3	36	0,10%	44	3,26%	44	6,67%	35	0,60%
Opérateur 4	32	0,06%	40	3,04%	40	6,17%	33	0,55%
Moyenne	33,5	0,1%	40,0	3,1%	40,3	6,3%	31,8	0,6%
Ecartype	2,4		2,8		2,6		2,8	

Tableau C.3: Détermination du seuillage et taux de porosité obtenus par différents opérateurs.

Finalement, il est possible d'estimer que la principale source d'erreur effectuée concerne l'étape de seuillage déterminée par l'utilisateur. Pour évaluer ce paramètre, nous avons réalisé le traitement d'image sur 4 éprouvettes, avec des taux de porosités diverses. Pour

différents opérateurs, l'écart-type obtenu sur chacune des éprouvettes est défini entre 2 et 3 niveaux de gris (tableau C.3). Ainsi, l'ensemble des taux de porosités surfaciques (V_e) définis dans le tableau C.4 sont associés à une incertitude liée au seuil de détection σ_e défini à ± 6 niveaux de gris.

Enfin, si les échantillons prélevés sont IUR le taux de porosité global d'une plaque (noté V_p) est défini par [102] :

$$\begin{aligned} V_p &= \langle V_e \rangle \pm \sigma_p \\ \sigma_p &= \frac{\sigma_{V_e}}{\sqrt{n}} \end{aligned} \quad (\text{C.2})$$

avec :

- $\langle \cdot \rangle$ désigne la moyenne des valeurs.
- σ_p correspondant à l'écart type calculé pour le taux volumique de porosité.
- σ_{V_e} désigne l'écart type calculé à partir des différents taux surfaciques de porosité mesurés.
- n le nombre de surfaces utilisées pour calculer le taux volumique de porosité de la plaque (ici $n=5$).

Ces informations sont référencées dans le tableau C.4.

C.2.4 Tableau de résultats

		Taux de porosités / incertitudes												
Dénomination	Plaque	Ech 1		Ech 2		Ech 3		Ech 4		Ech 5		Moyenne plaque		Moyenne configuration
		V_e	σ_e	V_e	σ_e	V_e	σ_e	V_e	σ_e	V_e	σ_e	V_p	σ_p	
MA_UD	a	0,017%	0,005%	0,012%	0,004%	0,013%	0,003%	0,019%	0,006%	0,022%	0,009%	0,017%	0,002%	0,014%
	b	0,011%	0,002%	0,006%	0,001%	0,008%	0,001%	0,012%	0,002%	0,014%	0,004%	0,010%	0,001%	
AU_UD_0	a	0,006%	0,002%	0,013%	0,004%	0,007%	0,002%	0,009%	0,002%	0,013%	0,003%	0,010%	0,001%	0,012%
	b	0,010%	0,003%	0,009%	0,002%	0,015%	0,004%	0,024%	0,003%	0,019%	0,003%	0,015%	0,003%	
AU_UD_1	a	0,021%	0,006%	0,036%	0,006%	0,027%	0,006%	0,020%	0,004%	0,017%	0,003%	0,024%	0,003%	0,025%
	b	0,023%	0,003%	0,021%	0,005%	0,016%	0,003%	0,013%	0,004%	0,015%	0,002%	0,018%	0,002%	
AU_UD_2	a	0,019%	0,004%	0,024%	0,004%	0,047%	0,010%	0,068%	0,008%	0,015%	0,003%	0,035%	0,010%	0,028%
	b	0,025%	0,005%	0,027%	0,007%	0,032%	0,009%	0,015%	0,006%	0,018%	0,005%	0,023%	0,003%	
AU_QI_0_R50	a	0,045%	0,008%	0,052%	0,010%	0,084%	0,019%	0,082%	0,010%	0,038%	0,007%	0,060%	0,010%	0,059%
	b	0,050%	0,009%	0,060%	0,017%	0,070%	0,013%	0,057%	0,010%	0,035%	0,006%	0,054%	0,006%	
AU_QI_0_R0	a	0,039%	0,005%	0,035%	0,006%	0,057%	0,007%	0,064%	0,009%	0,060%	0,006%	0,051%	0,006%	0,049%
	b	0,065%	0,013%	0,016%	0,004%	0,027%	0,007%	0,066%	0,013%	0,054%	0,010%	0,046%	0,010%	
AU_QI_1_R50	a	0,030%	0,005%	0,122%	0,015%	0,608%	0,030%	0,044%	0,007%	0,072%	0,008%	0,175%	0,109%	0,056%
	b	0,042%	0,006%	0,038%	0,004%	0,059%	0,011%	0,042%	0,005%	0,042%	0,008%	0,045%	0,004%	
AU_QI_1_R0	a	0,025%	0,004%	0,075%	0,007%	0,074%	0,009%	0,048%	0,007%	0,094%	0,016%	0,063%	0,012%	0,110%
	b	0,049%	0,006%	0,033%	0,004%	0,051%	0,007%	0,057%	0,009%	0,059%	0,007%	0,050%	0,005%	
AU_QI_2_R50	a	0,065%	0,008%	0,034%	0,009%	0,040%	0,008%	0,045%	0,012%	0,044%	0,006%	0,046%	0,005%	0,092%
	b	0,048%	0,008%	0,038%	0,005%	0,506%	0,015%	0,058%	0,009%	0,037%	0,008%	0,137%	0,092%	
AU_QI_2_R0	a	0,088%	0,008%	0,065%	0,009%	0,026%	0,005%	0,027%	0,006%	0,050%	0,007%	0,051%	0,012%	0,071%
	b	0,067%	0,019%	0,162%	0,017%	0,095%	0,017%	0,099%	0,020%	0,036%	0,005%	0,092%	0,021%	

Tableau C.4: Taux de porosités mesurés.

D Gestion du taux volumique de fibres

Sommaire

- D.1 Equation de conservation de la masse
- D.2 Résolution basée sur le Jacobien de la transformation
- D.3 Résolution par éléments finis

Dans le calcul de déformation mécanique la variation du taux volumique de fibres (tvf) n'est par une entrée nécessaire au calcul, mais son évolution est directement lié à l'état de déformation du milieu. En revanche pour le problème fluide, c'est un paramètre essentiel car il détermine directement la perméabilité du milieu (donc l'écoulement). Il est alors nécessaire de développer des méthodes permettant de quantifier et suivre l'évolution du taux volumique de fibres. Sur la base de l'équation de conservation de la masse, cette annexe présente les deux méthodes permettant de calculer l'évolution du taux volumique de fibres.

D.1 Equation de conservation de la masse

Afin de quantifier l'évolution du taux volumique de fibres, on utilise l'équation de conservation de la masse m de système. Pour un milieu homogène équivalent, cette équation s'écrit :

$$\frac{D(m)}{Dt} = \frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega(t)} \rho dv \right) = 0 \quad (D.1)$$

où ρ correspond à la masse volumique du milieu homogène équivalent et l'opérateur $\frac{D(f)}{Dt}$ défini par $\frac{D(f)}{Dt} = \frac{\partial f}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla f$ correspond à la dérivée particulaire de f .

Contrairement à la plupart des études traitant de l'imprégnation des fibres par la résine, il n'est pas toujours possible de considérer un matériau diphasique. Les matériaux sont toujours composés de fibres, de pores¹ mais peuvent également présenter d'autres phases telles que des charges. Dans un contexte général, on note par Φ_i le taux volumique de la phase i , la masse volumique homogénéisée du système est définie par :

$$\rho = \sum_i \rho_i \Phi_i \quad (D.2)$$

1. On préférera ici utiliser le terme de pores, plutôt que de porosité, très souvent employé, pour éviter toute confusion avec les défauts de type porosités.

Pour un renfort fibreux, la masse volumique s'écrit ainsi $\rho = \rho_f \Phi_f + \rho_c \Phi_c + \rho_r \Phi_r$ avec les indices f représentant les fibres, c les charges et enfin r la fraction de pores si le milieu est sec ou la fraction de résine, si le milieu est imprégné. En conservant une écriture générale, l'équation D.1 s'écrit alors :

$$\frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega} \rho dv \right) = \frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega} \sum_i \rho_i \Phi_i dv \right) = 0 \quad (\text{D.3})$$

En faisant l'hypothèse qu'il n'y a aucun transfert possible entre les phases, cela revient à résoudre le système :

$$\left| \frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega} \rho_i \Phi_i dv \right) = 0, \forall i \right. \quad (\text{D.4})$$

où i correspond à chacune des phases du système étudié. Dans le but de quantifier la fraction volumique de fibres du système², l'équation de conservation de la masse de fibres du système s'écrit alors :

$$\frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega} \rho_f \Phi_f dv \right) = 0 \quad (\text{D.5})$$

Il existe deux méthodes pour traiter ce problème, chacune a été développée dans le code Z-set. La première souvent considérée plus simple à mettre en œuvre est une méthode purement Lagrangienne et basée sur l'évolution du Jacobien de la transformation. La seconde fait appel à une résolution par éléments finis de la conservation de la masse sur la configuration courante, à ce titre elle peut être considérée comme Eulérienne.

D.2 Résolution basée sur le Jacobien de la transformation

Le principe de cette approche est de rapporter le problème D.5 sur une configuration de référence arbitraire :

$$\frac{D}{Dt} \left(\int_{\Omega_{ref}} \rho_f \Phi_f \mathcal{J}_{\Omega} dv_{ref} \right) = 0 \quad (\text{D.6})$$

où \mathcal{J}_{Ω} correspond au Jacobien de la transformation F_{Ω} , transformation entre la configuration courante et la configuration de référence choisie. En utilisant les propriétés de la dérivation d'une intégrale de volume, cette équation s'écrit :

$$\int_{\Omega_{ref}} \frac{D}{Dt} (\rho_f \Phi_f \mathcal{J}_{\Omega}) dv_{ref} + \int_{\Omega} \rho_f \Phi_f \mathcal{J}_{\Omega} \frac{D}{Dt} (dv_{ref}) = 0 \quad (\text{D.7})$$

qui, pour une configuration de référence invariante ($\frac{D}{Dt} (dv_{ref}) = 0$), se réduit à :

$$\int_{\Omega_{ref}} \frac{D}{Dt} (\rho_f \Phi_f \mathcal{J}_{\Omega}) d\Omega_{ref} = 0 \quad (\text{D.8})$$

2. On peut noter que la même procédure peut être utilisée pour quantifier Φ_r et Φ_c à la limite près que ρ_r ne peut être considéré incompressible.

Lorsqu'une approche Lagrangienne est utilisée pour résoudre par éléments finis le problème de mécanique des solides, le déplacement des particules correspond au déplacement du maillage. En conséquence, la vitesse de convection relative des particules par rapport au maillage est nulle. La dérivée particulaire devient alors une dérivée partielle et on peut écrire :

$$\frac{D}{Dt} (\rho_f \Phi_f \mathcal{J}_\Omega) = \frac{\partial}{\partial t} (\rho_f \Phi_f \mathcal{J}_\Omega) \quad (\text{D.9})$$

Enfin, en faisant l'hypothèse que les fibres de carbone sont incompressibles ($\frac{\partial \rho_f}{\partial t} = 0$) l'expression D.8 signifie que le terme $\Phi_f \mathcal{J}_\Omega$ est constant dans le temps. En particulier, entre deux pas de temps, on peut écrire :

$$\mathcal{J}_\Omega(\mathbf{F}_\Omega(x, t + \Delta t)) \Phi_f(x, t + \Delta t) = \mathcal{J}_\Omega(\mathbf{F}_\Omega(x, t)) \Phi_f(x, t) \quad (\text{D.10})$$

En pratique, la configuration de référence utilisée est connue, on utilise généralement la configuration au pas de temps précédent ou la configuration initiale du calcul et on se base sur la grille éléments finis du calcul de mécanique. Le calcul est alors réalisé sur chacun des éléments du problème de mécanique et on obtient de manière directe une valeur de taux volumique par élément (sous la forme d'une variable interne à l'élément). Le code de calcul Z-set étant conçu pour gérer des problèmes non-linéaires, les données considérées comme paramètres externes sont le plus souvent stockées au niveau des nœuds du maillage. Il est alors nécessaire de linéariser le champ de tvf en réalisant une extrapolation puis une moyenne aux nœuds, ce qui est nécessairement plus coûteux en temps de calcul.

D.3 Résolution par éléments finis

Pour résoudre le problème par éléments finis, le problème est exprimé sur la configuration courante. En utilisant les propriétés de la dérivation d'une intégrale de volume, la loi de conservation de la masse des fibres (équation D.5) s'écrit :

$$\int_{\Omega} \frac{D}{Dt} (\rho_f \Phi_f) dv + \int_{\Omega} \rho_f \Phi_f \frac{D}{Dt} (dv) = 0 \quad (\text{D.11})$$

Le calcul de mécanique des solides étant réalisé avec une approche éléments finis Lagrangienne, le mouvement des particules est associé au mouvement du maillage et donc la dérivée particulaire se réduit à une dérivée partielle. La dérivée de volume est ici non nulle car elle concerne l'évolution d'un élément dans la configuration actuelle qui se déforme. Or, l'évolution d'un volume matériel est associée au champ de déplacement \mathbf{u} (ou de vitesse \mathbf{v}) de ce dernier et peut s'écrire [167] :

$$\frac{D}{Dt} (dv) = \text{div}(\mathbf{v}) dv = \text{div} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} \right) dv \quad (\text{D.12})$$

En remplaçant les termes, l'équation D.11 s'écrit alors :

$$\int_{\Omega} \frac{\partial}{\partial t} (\rho_f \Phi_f) dv + \int_{\Omega} \rho_f \Phi_f \text{div} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} \right) dv = 0 \quad (\text{D.13})$$

Et en utilisant l'hypothèse d'incompressibilité des fibres, on obtient :

$$\int_{\Omega} \underbrace{\left(\frac{\partial}{\partial t} (\Phi_f) + \Phi_f \operatorname{div} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} \right) \right)}_{\mathcal{A}} dv = 0 \quad (\text{D.14})$$

Cette équation correspond à la forme globale de la conservation de la masse et, est valable sur tout le domaine Ω . Par conséquent, le terme \mathcal{A} peut être défini comme la forme locale de la conservation de la masse de fibres. Contrairement à la méthode basée sur l'évolution du jacobien de la transformation, la définition du champ de solution n'est pas direct et une méthode éléments finis est utilisée pour la résoudre.

Les espaces fonctionnels \mathcal{V}^g et \mathcal{V}^0 sont utilisés pour résoudre la conservation de la masse de fibre locale définie à l'équation D.14. Ces espaces sont définis par :

$$\begin{aligned} \mathcal{V}^g &= \left\{ q \in \mathcal{L}^2(\Omega) \mid q = g \text{ sur } \partial\Omega^- \right\} \\ \mathcal{V}^0 &= \left\{ q \in \mathcal{L}^2(\Omega) \mid q = 0 \text{ sur } \partial\Omega^- \right\} \end{aligned} \quad (\text{D.15})$$

Pour écrire la formulation faible de l'équation \mathcal{A} , cette dernière est multipliée par une fonction test $\Phi^* \in \mathcal{V}^0$ puis intégrée sur le domaine Ω . On recherche alors le champ $\Phi_f \in \mathcal{V}^g$ solution de :

$$\left\langle \frac{\partial}{\partial t} (\Phi_f) + \Phi_f \operatorname{div} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} \right), \Phi^* \right\rangle_{\Omega} = 0, \quad \forall \Phi^* \in \mathcal{V}^0 \quad (\text{D.16})$$

Le temps T est discrétisé en N intervalles (non nécessairement réguliers), tel que $[0, T] = \bigcup_{n=1}^N [t_{n-1}, t_n]$ et on définit $\Delta t = t_n - t_{n-1}$. Cette discrétisation permet d'approcher l'opérateur de dérivation par une différence finie du premier ordre :

$$\frac{\partial \Phi_f}{\partial t} = \frac{\Phi_f(t_{n+1}) - \Phi_f(t_n)}{\Delta t} \quad (\text{D.17})$$

ce qui permet de discrétiser la formulation faible avec un schéma d'Euler implicite sous la forme :

$$\left\langle \frac{\Phi(t_n)}{\Delta t} + \Phi_f(t_n) \operatorname{div} \left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} \right), \Phi^* \right\rangle_{\Omega} = \left\langle \frac{\Phi(t_{n-1})}{\Delta t}, \Phi^* \right\rangle_{\Omega}, \quad \forall \Phi^* \in \mathcal{V}^0 \quad (\text{D.18})$$

Enfin, la divergence de la vitesse du maillage peut être approximée par :

$$\operatorname{div} \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} = \operatorname{div} \frac{\mathbf{u}(t_{n-1}, t_n)}{\Delta t} = \frac{\operatorname{div} \mathbf{u}(t_{n-1}, t)}{\Delta t} \quad (\text{D.19})$$

où $\mathbf{u}(t_{n-1}, t)$ correspond au déplacement d'une particule entre t_{n-1} et t_n . En remplaçant cette expression dans la formulation faible, le pas de temps de calcul se simplifie et l'on obtient la formulation utilisée pour calculer l'évolution du taux volumique de fibres :

$$\left\langle \Phi(t_n) [1 + \operatorname{div} \mathbf{u}(t_{n-1}, t_n)], \Phi^* \right\rangle_{\Omega} = \left\langle \Phi(t_{n-1}), \Phi^* \right\rangle_{\Omega}, \quad \forall \Phi^* \in \mathcal{V}^0 \quad (\text{D.20})$$

De manière similaire, il serait possible d'exprimer le problème avec un schéma d'Euler explicite, toutefois les résultats obtenus avec cette approximation seraient conditionnellement stables et plus sensibles à de fortes variations de volume entre deux pas de

temps [183].

Pour résoudre ce problème par éléments finis, le domaine d'étude Ω est discrétisé sous la forme d'un maillage non structuré appelé Ω_h . L'approximation $\Phi_{f,h}$ de la fonction inconnue Φ_f est ainsi recherchée sur les espaces discrets \mathcal{V}_h^s et \mathcal{V}_h^0 . Ces espaces sont construits de façon à approcher les espaces \mathcal{V}^s et \mathcal{V}^0 . L'équation D.21 devient alors :

$$\langle \Phi_h(t_n) [1 + \text{div } \mathbf{u}(t_{n-1}, t_n)], \Phi_h^* \rangle_{\Omega_h} = \langle \Phi_h(t_{n-1}), \Phi_h^* \rangle_{\Omega_h}, \quad \forall \Phi_h^* \in \mathcal{V}_h^0 \quad (\text{D.21})$$

E

Les éléments finis enrichis

Sommaire

- E.1 Principe de l'enrichissement des éléments
- E.2 Enrichissements développés

Que ce soit pour représenter des fissures dans des matériaux, des évolutions de propriétés ou des interactions entre deux milieux, de nombreux systèmes nécessitent de pouvoir représenter des évolutions rapides ou des discontinuités. Numériquement, une discontinuité peut être définie comme une variation rapide d'une quantité sur une distance caractéristique petite/négligeable devant la dimension du domaine considéré. Cette problématique a déjà été abordée dans le chapitre 4 concernant la modélisation des interfaces. La discontinuité correspondant alors à une évolution rapide des propriétés rhéologiques du fluide et non des inconnues ou du champ de solution du problème. Lorsque c'est la solution du problème qui présente des évolutions rapides, alors les éléments finis classiques ne permettent pas de représenter convenablement la solution du problème sans remaillage et/ou alignement du maillage avec les discontinuités [196]. Enfin, lorsque des discontinuités sont attendues dans la solution du problème, alors les éléments classiques ne sont généralement plus adaptés et d'autres méthodes de résolution doivent être employées. Actuellement, les méthodes éléments finis enrichies se développent massivement et ont été testées pour essayer de capter le saut de pression introduit par un phénomène de pression capillaire dans le modèle de Darcy. Plusieurs méthodes peuvent être envisagées pour enrichir les éléments. L'objectif est ici de présenter brièvement le principe de la méthode et différentes techniques d'enrichissements testées dans cette étude.

E.1 Principe de l'enrichissement des éléments

E.1.1 Enrichissement des espaces de solution

Les éléments finis enrichis sont une technique permettant d'étendre la méthode éléments finis classiques de manière à pouvoir capter des discontinuités dans les modèles. Le principe repose sur une extension des espaces de solution utilisés, de manière à approcher les solutions des équations différentielles avec des fonctions adaptées. Le point de départ de la méthode repose sur la notion de partition utilisée pour définir l'espace de solution de la méthode éléments finis. Pour expliquer cela, on considère un domaine $\Omega \in \mathbb{R}^{dim}$ qui est discrétisé par n_{el} éléments (numérotés de 1 à n_{el}). On note I l'ensemble des nœuds constituant le domaine (pouvant être numérotés de 1 à n_{no}) et $I_{el,k}$ les nœuds constituant l'élément k du domaine ($k \in [1; n_{el}]$). Le principe de partition unitaire consiste à définir la fonction discrète $u_h(x)$ en tout point $x \in \Omega$ sur la base des solutions u_i connues aux nœuds

du maillage par :

$$u_h(x) = \sum_{i \in I} N_i(x) u_i \quad (\text{E.1})$$

où $N_i(x)$ correspond à la valeur de la fonction de forme (fonction d'interpolation) associée au nœud i au point x . Ces fonctions de forme sont choisies de manière à prendre la valeur 1 aux nœuds qu'elles caractérisent et 0 aux autres nœuds. Enfin, la fonction de forme associée à un nœud i est généralement définie nulle sur tous les éléments non connectés à ce nœud. Les fonctions de forme permettent ainsi d'interpoler les valeurs nodales sur un élément.

Basiquement, si la position d'une discontinuité est connue à priori, le principe associé aux éléments finis enrichis consiste à enrichir l'espace de solution de manière à prendre en compte cette discontinuité. Cette modification est réalisée par une modification de la définition de partition unité proche de la discontinuité. Une première approche proposée par Fries et Belytschko [197] pour le problème de mécanique des solides, puis Ausas *et al.* [160] pour le problème mécanique des fluides (Stokes) consiste à modifier les fonctions de forme de manière intrinsèque aux éléments traversés par la discontinuité. En définissant par I_Γ les éléments traversés par la discontinuité alors, l'approximation est définie sur ces éléments par :

$$u_h(x) = \sum_{i \in I_\Gamma} N_i^*(x, \phi_\Gamma) u_i \quad (\text{E.2})$$

Avec $N_i^*(x, \phi_\Gamma)$ des fonctions de forme non-nécessairement régulières sur l'élément et dépendantes de la position à une interface Γ (cette interface est notée ϕ_Γ car souvent associée à une fonction Level-Set pour sa représentation).

Une autre approche consiste à enrichir le champ de solution en ajoutant de nouvelles inconnues au problème (notées a_i) permettant de capter la discontinuité du champ solution [196]. Ainsi, avec cette approche la fonction de partition est redéfinie par :

$$u_h(x) = \underbrace{\sum_{i \in I} N_i(x) u_i}_{\text{Standard}} + \underbrace{\sum_{i \in I} M_i(x, \phi_\Gamma) a_i}_{\text{Enrichissement}} \quad (\text{E.3})$$

où $M_i(x, \phi_\Gamma)$ correspond aux fonctions de forme associées aux nouveaux degrés de liberté (fonctions généralement non-continues). Cette méthode est retrouvée dans la littérature sous deux dénominations appelées E-FEM (Enriched-Finite Element Method) et X-FEM (Extended-Finite Element Method). La principale différence entre ces deux méthodes correspond au support associé aux nouveaux degrés de liberté a_i [161].

E.1.2 Méthodes X-FEM et E-FEM

La méthode éléments finis classique consiste à résoudre un système pouvant s'écrire sous la forme :

$$[K_{uu}]\{U\} = \{F\} \quad (\text{E.4})$$

où $\{U\}$ représente le vecteur généralisé contenant l'ensemble des inconnues aux nœuds ($\{U\} = [u_1, \dots, u_{n_{no}}]$). $\{F\}$ représente les forces externes s'appliquant aux nœuds du domaine et $[K_{uu}]$ la matrice de rigidité associée aux interactions entre les inconnues u_i du système. Par l'ajout de nouvelles inconnues, le nouveau système défini par l'enrichissement proposé à l'équation E.3 devient alors :

$$\begin{bmatrix} [K_{uu}] & [K_{ua}] \\ [K_{au}] & [K_{aa}] \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \{U\} \\ \{A\} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \{F\} \\ \{F_a\} \end{bmatrix} \quad (\text{E.5})$$

où les matrices K_{ua} , K_{aa} , K_{au} représentent les rigidités associées aux nouvelles inconnues du système et F_a les forces externes s'appliquant sur ces dernières. Avec un tel enrichissement, la taille du système est augmentée proportionnellement au nombre de nouvelles inconnues a_i ajoutées, et représentées par le vecteur $\{A\}$.

Pour la méthode X-FEM, ce sont les nœuds du maillage qui sont utilisés comme support aux nouvelles inconnues (même support que les degrés de liberté initiaux). Afin de limiter la taille du système, l'ajout de nouvelles inconnues reste limité à une bande autour de la discontinuité (figure E.1).

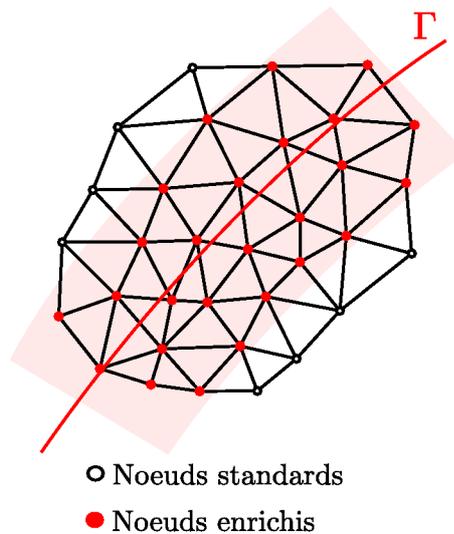


Figure E.1: Représentation des nœuds utilisés comme support pour les nouveaux degrés de liberté dans méthode X-FEM.

Dans les éléments appelés E-FEM, les enrichissements sont réalisés uniquement dans les éléments traversés par la discontinuité. Dans cette méthode, les degrés de liberté supplémentaires ont pour objectif de caractériser la singularité présente au sein des éléments dans lesquels ils sont définis. Ainsi, les fonctions de formes associées aux enrichissements sont définies non-nulles dans l'élément et prennent la valeur 0 partout ailleurs. L'intérêt d'une telle définition est alors de pouvoir condenser ces nouvelles inconnues afin de ne pas augmenter la dimension du système global. En définissant par un exposant e les composantes associées à un élément traversé par une discontinuité, le système associé à cet élément peut s'écrire :

$$\begin{bmatrix} [K_{uu}^e] & [K_{ua}^e] \\ [K_{au}^e] & [K_{aa}^e] \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \{U^e\} \\ \{A^e\} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \{F^e\} \\ \{F_a^e\} \end{bmatrix} \quad (\text{E.6})$$

et la condensation des inconnues $\{A^e\}$ confinées à cet élément permet d'écrire ce système sous la forme :

$$\left[K_{uu}^{*e} \right] \{U^e\} = \{F^{*e}\} \quad (\text{E.7})$$

où $[K_{uu}^{*e}]$ et $\{F^{*e}\}$ sont définis par :

$$[K_{uu}^{*e}] = [K_{uu}^e] \left(1 - [K_{ua}^e] [K_{aa}^e]^{-1} [K_{ua}^e] \right) \quad (\text{E.8})$$

$$\{F^{*e}\} = \{F^e\} + [K_{ua}^e] [K_{aa}^e]^{-1} \{F_a^e\} \quad (\text{E.9})$$

E.2 Enrichissements développés

Plusieurs enrichissements ont été utilisés pour tenter de stabiliser l'intégration d'une pression capillaire dans un modèle de Darcy résolu avec des éléments finis mixtes en vitesse-pression. La bibliographie réalisée n'a pas mis en évidence d'étude sur cette problématique précise. Ainsi, les enrichissements utilisés dans ces travaux précurseurs sont issus de développements associés à l'intégration de discontinuités dans un modèle de Stokes. Trois méthodes ont été utilisées et seront présentées dans cette section. Parmi ces trois méthodes, deux correspondent aux éléments E-FEM présentés précédemment et la troisième correspond à une modification de l'espace de solution selon l'équation E.2. L'objectif ici est de définir les nouvelles fonctions de forme associées aux différents enrichissements proposés. Afin de schématiser l'allure des fonctions et définir les algorithmes permettant de les obtenir, on rappelle ici quelques notations utilisées :

- N correspond au vecteur des fonctions de forme de l'élément. Au point d'intégration considéré, il représente la valeur des fonctions de forme associées aux nœuds de l'élément. La taille de ce vecteur correspond donc au nombre de nœuds constituant l'élément : $N = [N_1, N_2, N_3, \dots, N_{n_{noe}}]$ où n_{noe} représente le nombre de nœuds dont l'élément est constitué.
- Phi est un vecteur définissant aux nœuds de l'élément le champ scalaire associé à une fonction Level-Set. La taille de ce vecteur correspond donc au nombre de nœuds constituant l'élément : $Phi = [Phi_1, Phi_2, Phi_3, \dots, Phi_{n_{noe}}]$.
- M est le vecteur analogue à N associé aux nouveaux degrés de liberté.

E.2.1 Enrichissement proposé par Ausas *et al.* (2012)

Le premier enrichissement proposé est issu des travaux de Ausas, Busaglia et Idelsohn dans [159]. Dans ces travaux, l'objectif était de réduire les vitesses parasites introduites par un saut de pression dans un modèle de Stokes. Le saut de pression étant induit par l'intégration d'une tension de surface et piloté par la courbure de l'interface. Dans ces travaux, l'enrichissement est réalisé par l'introduction de deux nouveaux degrés de libertés définis en pression (afin de capter la discontinuité de pression) qui sont ensuite condensés selon l'équation E.7. Les fonctions de forme associées aux deux degrés de libertés supplémentaires sont schématisées sur la figure E.2. Les calculs nécessaires à la définition de ces nouvelles fonctions de forme sont présentés dans l'algorithme 1.

Algorithme 1 Définition des fonctions de forme enrichies selon Ausas *et al.* [159]

Nécessite : N, Phi ;

Variabes : $S_x, Phi_{loc}, inode, M(2)$; $\{S_x$ et Phi_{loc} sont des scalaires, $inode$ un entier et M le vecteur contenant les fonctions de forme associées aux deux nouveaux degrés de liberté. $\}$

Pour $inode=0 \rightarrow n_{noe}$ **faire**

$Phi_{loc} = Phi_{loc} + N(inode)Phi(inode)$;

Fin (Pour)

Pour $inode=0 \rightarrow n_{noe}$ **faire**

Si $Phi(inode) > 0$ **alors**

$S_x = S_x + N(inode)$;

Fin (Si)

Fin (Pour)

Si $Phi_{loc} > 0$ **alors**

$M(1) = 1 - S_x$;

$M(2) = 0$;

Sinon

$M(1) = 0$;

$M(2) = 1 - S_x$;

Fin (Si)

Résultat M ;

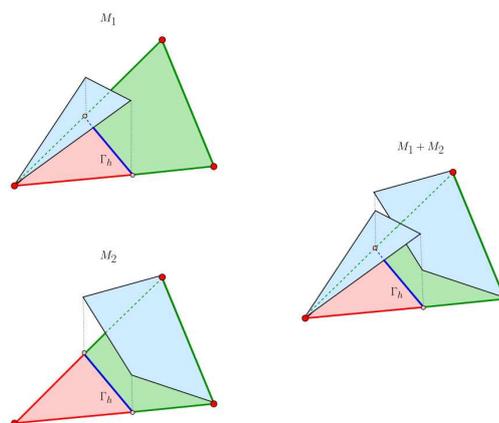


Figure E.2: Fonctions de forme associées aux deux degrés de libertés proposés dans les travaux de Ausas *et al.* [159].

E.2.2 Enrichissement proposé par Coppola-Owen *et al.* (2005)

Afin de réduire les vitesses parasites associées à une transition rapide de la viscosité du fluide, Coppola-Owen et Codina proposent [198] d'enrichir le champ de pression avec un nouveau degré de liberté qui est également condensé. Ces développements sont appliqués à un modèle de Stokes stabilisé par la méthode ASGS (*c.f.* chapitre 3) et utilisé dans l'étude des écoulements à surface libre. La figure E.3 schématise l'allure de la fonction de forme associée à ce nouveau degré de liberté. Les calculs nécessaires à la définition de sa fonction de forme sont décrits dans l'algorithme 2.

E.2.3 Autre méthode d'enrichissement proposée (Ausas *et al.* 2010)

Enfin, le dernier enrichissement développé repose sur une modification des fonctions de base de l'élément selon l'équation E.2. Cet enrichissement est utilisé afin de réduire les vitesses parasites associées à la modélisation d'une pression capillaire dans un modèle de Stokes résolu avec des éléments (P1+/P1). Dans leurs travaux Ausas, Sousa et Buscaglia [160] proposent d'introduire un espace de pression discontinu dont les nouvelles fonctions de forme sont schématisées sur la figure E.4 et obtenues avec l'algorithme 3. Notons enfin que les travaux réalisés par Ausas *et al.* [159] montrent qu'il est également possible de coupler cette méthode d'enrichissement aux deux méthodes présentées précédemment. Dans le cadre de ce travail, ces combinaisons n'ont pas été envisagées mais peuvent être des perspectives d'études intéressantes.

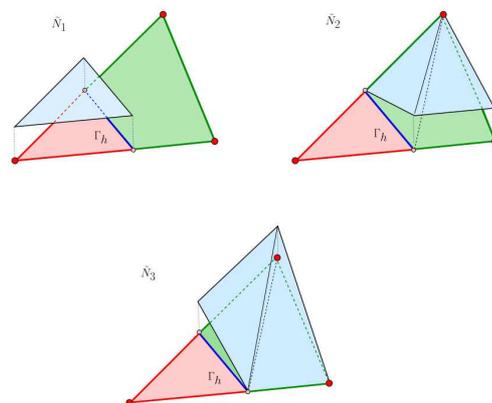


Figure E.4: Redéfinition des fonctions de forme en pression dans les éléments traversés par une discontinuité proposée par [160] et illustrée dans les travaux de Ausas *et al.* [159].

Algorithme 3 Définition des nouvelles fonctions de forme sur les éléments selon Ausas *et al.* [160]

Nécessite : N, Phi ;

Variables : $Phi_loc, N_tp, N_tn, inode, N^*(n_{noe})$; $\{Phi_loc, N_tp, N_tn$ sont des scalaires, $inode$ un entiers et $N^*(n_{noe})$ les nouvelles fonctions de forme associées aux degrés de liberté de l'élément.}

Pour $inode=0 \rightarrow n_{noe}$ **faire**

$Phi_loc = Phi_loc + N(inode) \times Phi(inode)$;

Fin (Pour)

Pour $inode=0 \rightarrow n_{noe}$ **faire**

Si $Phi(inode) > 0$ **alors**

$N_tp = N_tp + N(inode)$;

Sinon

$N_tn = N_tn + N(inode)$;

Fin (Si)

Fin (Pour)

Pour $inode=0 \rightarrow n_{noe}$ **faire**

Si $Phi_loc \times Phi(inode) > 0$ **alors**

Si $Phi_loc > 0$ **alors**

$N^*(inode) = N(inode)/N_tp$

Sinon

$N^*(inode) = N(inode)/N_tn$

Fin (Si)

Sinon

$N^*(inode) = 0$

Fin (Si)

Fin (Pour)

Résultat N^* ;

E.2.4 Simulations avec des éléments finis enrichis

Ces enrichissements ont été appliqués au cas test présenté dans la section 6.3.2 et rappelé sur la figure E.5. Ce test correspond à un problème de Darcy dont le domaine est imprégné de deux fluides de viscosité 1 et 0,01 Pa.s respectivement sur la partie inférieure et supérieure du domaine séparé par Γ_f . Une contrainte de 1 Pa.s est imposée sur Γ_f et modélise des phénomènes capillaires. La transition entre les propriétés rhéologiques est réalisée en utilisant la fonction Heaviside régularisée H_{sin} (avec $\epsilon_H = 0,06 m$ correspondant à $\pm 3 \times$ la taille de maille). Et l'intégration de la contrainte sur la frontière immergée est réalisée via la méthode SLR.

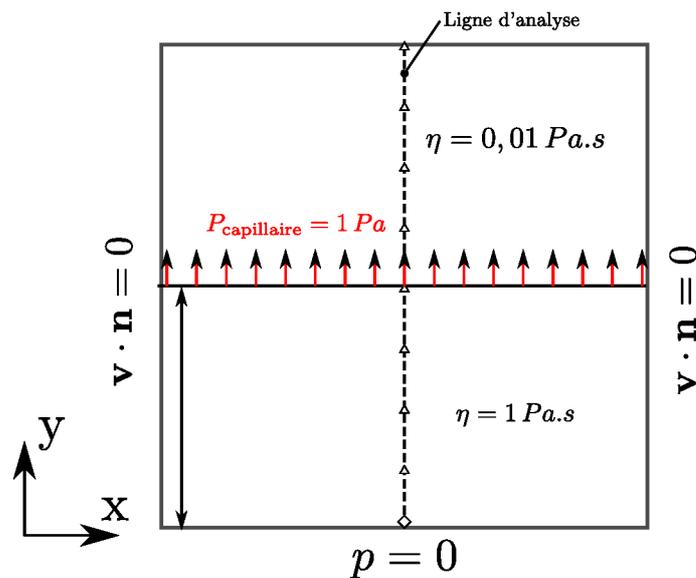


Figure E.5: Représentation du cas test stationnaire de pression capillaire.

La figure E.6 présente les résultats de simulation en vitesse et en pression obtenus sur le domaine. L'évolution de ces grandeurs au centre du domaine, le long de la ligne d'analyse, est proposée sur la figure E.7. Concernant les champs de pression obtenus, les évolutions avec les trois méthodes d'enrichissement sont comparables aux évolutions obtenus dans la section 6.3.2 et ne présentent donc pas d'amélioration significative. On rappelle ici que l'objectif de ces enrichissements était de mieux capter la discontinuité en pression afin de diminuer les oscillations et localisations observées sur le champ de vitesse. Différents résultats ont été obtenus avec chacun des enrichissements testés :

- avec l'enrichissement proposé par Coppola-Owen *et al.* [198], aucune variation notable n'a été observée. Les singularités associées aux interactions avec les bords du domaine sont présentes ainsi que le pic de vitesse le long de l'interface (introduisant une erreur maximale de 40%).
- Avec l'enrichissement présenté par Ausas *et al.* [160] en 2010, la principale différence correspond à un niveau de vitesse inférieur dans le domaine de viscosité la plus faible. Sur ce cas test, l'enrichissement introduit une forte inconsistance (diminution de 50% de la vitesse) à l'interface qui ne permet pas de conserver la masse.
- Avec l'enrichissement proposé par Ausas *et al.* en 2012 [159], on observe que le pic de vitesse est réduit à une erreur de 25%. Toutefois, une légère inconsistance est également relevée proche de l'interface.

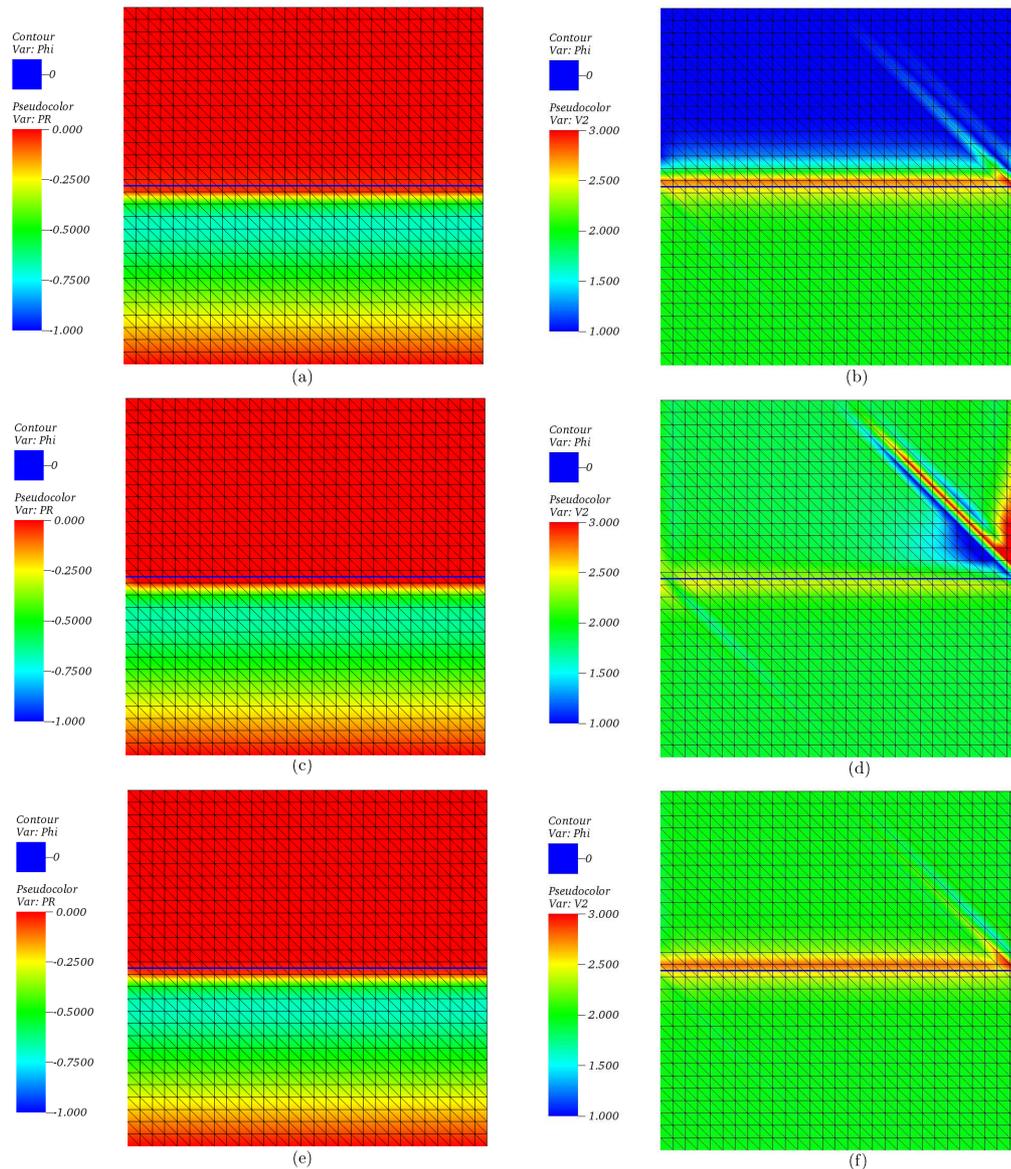


Figure E.6: Champ de pression et de vitesse obtenus avec l'intégration d'une pression capillaire par les méthodes SLR et l'utilisation d'éléments finis enrichis selon Ausas *et al.* en 2010 (a) et (b), en 2012 (c) et (d) et selon Coppola-Owen *et al.* en 2005 (e) (f).

Compte tenu de ces résultats, les enrichissements testés ne montrent pas d'amélioration significative sur les solutions du problème posé. Il faut préciser que ces résultats sont issus de tests purement numériques et sans analyse théorique associée. Devant les inconstances observées au niveau du front de fluide, une analyse théorique serait ici nécessaire afin de vérifier la pertinence de cette approche et/ou permettrait d'établir et d'utiliser un enrichissement plus adapté à la problématique traitée [199].

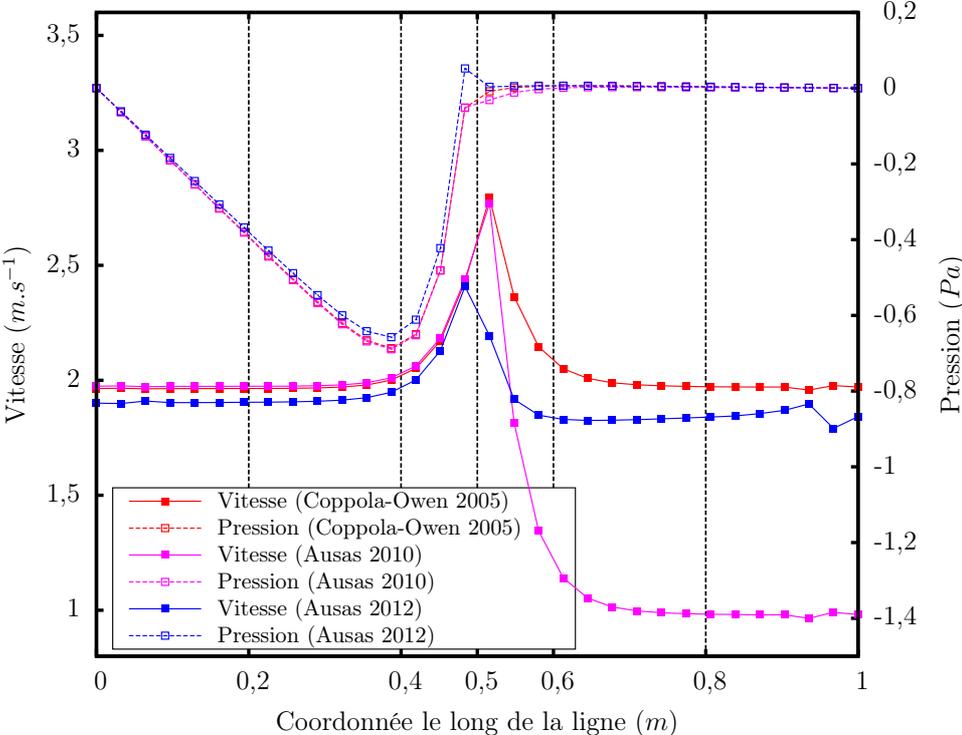


Figure E.7: Pression et vitesse le long de la ligne d'analyse.

Sommaire

1	Contexte et enjeux de l'étude	1
1.1	Matériaux composites : les constituants	2
1.2	Les procédés de fabrication des CMO	5
1.3	L'entreprise Hexcel et les renforts	9
1.4	État de l'art sur la modélisation des procédés LCM	14
1.5	Conclusion	21
2	Caractérisation et suivi des paramètres du procédé	23
2.1	Les enjeux liés à l'infusion	23
2.2	Mise en place d'infusions instrumentées	33
2.3	Analyse des infusions et résultats expérimentaux	46
2.4	Conclusion	59
3	Modélisation des écoulements fluides	61
3.1	La modélisation des écoulements fluides : phénomènes et représentation	61
3.2	Résolution des problèmes fluides	65
3.3	Caractérisation des renforts pour la simulation du problème d'écoulement fluide	77
3.4	Conclusion	85
4	Gestion des interfaces et du couplage Stokes-Darcy	87
4.1	Capture d'interface par méthode Level-Set	87
4.2	Couplage et prise en compte des interfaces dans l'écoulement	93
4.3	Cas tests de validation	98
4.4	Conclusion	107
5	Modélisation et simulation du comportement mécanique des préformes	109
5.1	Formulation du problème de mécanique des solides	109
5.2	Caractérisation du comportement mécanique des préformes	115
5.3	Modélisation du comportement des préformes	122
5.4	Simulation du comportement des préformes	128
5.5	Conclusion	132
6	Simulation du procédé de fabrication par infusion	133
6.1	Modélisation d'une infusion	133
6.2	Résultats et confrontation avec les observations expérimentales	141
6.3	Vers un changement d'échelle de modélisation	153
6.4	Conclusion	164
A	De la problématique des écoulements en conduite à l'équation de Darcy	171
A.1	Le modèle de Darcy-Weisbach	171
A.2	Le modèle de Darcy	172

B	Solutions analytiques pour les équations de Darcy	175
B.1	Résolution des équations de Darcy en 1D	175
B.2	Écoulement 2D radial	177
B.3	Écoulement 3D radial	180
C	Préparation et analyse des échantillons micrographiques	183
C.1	Préparation des échantillons	183
C.2	Acquisition et traitement des images	187
D	Gestion du taux volumique de fibres	193
D.1	Equation de conservation de la masse	193
D.2	Résolution basée sur le Jacobien de la transformation	194
D.3	Résolution par éléments finis	195
E	Les éléments finis enrichis	199
E.1	Principe de l'enrichissement des éléments	199
E.2	Enrichissements développés	202
	Table des figures	213
	Liste des tableaux	219
	Bibliographie	221

Table des figures

1.1	Résistance spécifique en traction de différents composites en fonction de la température [1].	4
1.2	Étapes de fabrication des matériaux pré-imprégnés : création d'un film de résine (a), transfert du film sur le renfort [15] (b).	6
1.3	Procédé de fabrication RTM [16].	7
1.4	Photo d'une préforme et d'un drainant utilisés en infusion.	8
1.5	Procédé de fabrication LRI.	9
1.6	Architectures techniques de type : tissu à entrelacement (a), tissu 3D orthogonal (b), tressage tubulaire monocouche [18] (c).	10
1.7	Différents renforts communs pour la stratification [15].	11
1.8	Tête de dépose Mtorres [23] (a) et problématique des superpositions et jeux entre les nappes [24] (b).	11
1.9	Représentation d'un renfort NCF [15].	12
1.10	Constitution du renfort HiTape® (a) [28] et comparaison de ces propriétés avec celles d'un pré-imprégné (b) [29].	13
1.11	Les couplages dans les procédés LCM (inspiré de la thèse de G. Pacquaut [30]).	15
1.12	Les différentes échelles de représentation dans les matériaux composites [22, 31, 32].	16
1.13	Caractérisation du comportement d'une nappe en flexion par sa déformée [58] (a), simulation de l'emboutissage d'un tissu par approche mésoscopique et modélisation des mèches du renfort [22] (b).	19
1.14	Reconstruction 3D d'un ensemble de fibres (a), définition des lignes moyennes et des points de contacts entre les fibres (b), représentation de l'orientation des contacts (c) [32].	21
2.1	Les principaux mécanismes de couplages dans les procédés LCM.	24
2.2	Les couplages dans les procédés LCM dans des conditions isothermes et en supposant négligeable l'influence de la cinétique de réticulation.	26
2.3	Évolution des propriétés de la RTM6 dans des conditions isothermes [74].	27
2.4	Expérimentations sur géométrie complexe permettant de mettre en évidence le phénomène de zone sèche, avec et sans stratégie d'optimisation en ligne du procédé [76].	28
2.5	Macro-vides (a), micro-vides (b) observés sur des pièces réalisées par injection de résine [64].	29
2.6	Mécanismes de formation des microvides et des macrovides [27].	30
2.7	Représentation des gaps et des recouvrements dans le drapage d'une préforme.	31
2.8	(a) Enceinte adaptée au banc d'injection développé dans la thèse de M. Warris [93], (b) étuve utilisée pour les infusions du projet.	34
2.9	Position des thermocouples dans l'étuve (a) et réponse de ces derniers pendant le cycle de caractérisation (b).	36
2.10	Réfraction d'une onde suivant la loi de Descartes.	37

2.11	Cône d'acceptance d'une fibre optique.	37
2.12	Modes de propagation dans une fibre.	38
2.13	Montage de Fresnel de base.	39
2.14	Défauts pouvant être introduits sur une fibre optique pour une mesure par évanescence.	39
2.15	Schéma du montage utilisé pour la détection à 4 fibres.	40
2.16	Source laser et boîtier d'acquisition du montage par fibres optiques (a), photo des connecteurs "rapides" et des connecteurs soudés testés (b).	40
2.17	Test de détection réalisé avec 4 fibres optiques pour deux types de connecteurs optiques.	41
2.18	Agencement des consommables pour la préparation de l'infusion.	42
2.19	Préparation des produits d'infusion.	42
2.20	Guide utilisé pour la mise en place des fibres optiques dans les préformes.	43
2.21	Fibres optiques mises en place dans une préforme.	43
2.22	Assemblage des consommables lors de la préparation de l'infusion.	44
2.23	Préforme installée dans l'étuve.	45
2.24	Analyse du suivi de procédé.	47
2.25	Micrographie permettant de vérifier la position des 4 fibres optiques dans la préforme.	48
2.26	Évolution du front de fluide en fonction du temps pour les drapages unidirectionnels.	49
2.27	Évolution du front de fluide en fonction du temps pour les drapages quasi-isotropes.	50
2.28	Représentation d'un écoulement préférentiel inter-toron.	50
2.29	Représentation des écoulements préférentiels en fonction du recouvrement à la symétrie du drapage.	51
2.30	Position et orientation d'un échantillon isotrope pour un stratifié quasi-undirectionnel.	53
2.31	Observation micrographique d'un espace inter-fils en drapage uni-directionnel (a) et quasi-isotrope (b).	56
2.32	Répartition des mesures d'épaisseurs sur une plaque (a), schéma du banc de mesure par comparateurs (b).	57
2.33	Taux volumiques de fibres des plaques infusées.	59
2.34	Problématique de la variation de la diffusion de lumière.	59
3.1	Photographie des drainants utilisés en infusion.	64
3.2	Cas test du convergent 3D orthotrope : confrontation des résultats numérique avec les solutions analytiques (a), champs de vitesse et de pression numériques (b).	73
3.3	Champ de pression (a) et champ de vitesse correspondant (b) avec un rapport d'orthotropie de 100 et $h = 0,0125$	74
3.4	Courbes de convergence pour un ratio de perméabilité de 100 (a) et évolution des taux de convergence en fonction du rapport d'orthotropie (b).	75
3.5	Représentation de l'angle de mouillage [134].	79
3.6	Analogie entre une montée capillaire dans un tube et dans un renfort fibreux [78].	80
3.7	Représentation du race-tracking dans un écoulement radial si le moule est déformable (a), observation expérimentale 1D du phénomène [38] (b).	81

3.8	Principe du banc de mesure de perméabilité à double cylindre développé dans la thèse de R. Nunez [38].	82
3.9	Mesures expérimentales et choix d'un modèle pour caractériser la perméabilité transverse.	82
3.10	Caractérisation de la perméabilité transverse saturée des préformes unidirectionnelles.	84
3.11	Caractérisation de la perméabilité transverse saturée des préformes quasi-isotropes.	84
4.1	Définition du domaine de calcul pour le couplage Stokes-Darcy.	94
4.2	Profil de vitesse d'un écoulement tangentiel à l'interface entre un milieu purement fluide et un milieu poreux.	95
4.3	Enrichissement d'un élément traversé par une interface : position des points d'intégration avant enrichissement (a), position des points d'intégration après enrichissement (b).	98
4.4	Représentation des différents cas à considérer pour découper un triangle et un tétraèdre traversés par une interface plane.	98
4.5	Représentation de l'iso-valeur 0 de la fonction Level-Set en début de calcul et du champ de vitesse cisailant.	99
4.6	Convection sans réinitialisation.	100
4.7	Convection avec réinitialisation.	100
4.8	Influence de la fonction signe sur la Level-Set	101
4.9	Représentation du cercle (a) et de la boule (b) définis sur des maillages de taille de maille $h_e = 0, 1$	101
4.10	Représentation de l'écoulement bidirectionnel utilisé pour le cas test de croissance de l'ellipse.	104
4.11	Confrontation des résultats entre une approche continue (a) et une approche exacte (b) pour l'interface Stokes-Darcy.	105
4.12	Confrontation des simulations numériques de remplissages avec la solution analytique.	106
5.1	Description du mouvement d'un milieu continu Ω	111
5.2	Principale différence entre la déformation subie par un renfort pendant l'étape de (pré-)formage (a) et pendant une mise sous vide (b).	116
5.3	Représentation schématique des différents comportements viscoélastiques observés dans la littérature selon Bickerton <i>et al.</i> [171].	117
5.4	Photographie (a) et schéma (b) du banc de montage de compaction.	119
5.5	Définition du cycle d'essais pour la compaction des préformes.	120
5.6	Comportement d'une préforme <i>AL_UD_0</i> (a) et <i>AL_QI_2_R50</i> (b) pendant l'essai de compaction (essais représentés sur des échelles identiques).	121
5.7	Évolution du <i>tvf</i> maximum des préformes en fonction du nombre de cycles de charge.	121
5.8	Comparaison des <i>tvf</i> mesurés par compaction avec les <i>tvf</i> moyens caractérisés sur les configurations infusées.	122
5.9	Analyse qualitative du comportement asymptotique d'une préforme <i>AL_UD_0</i> sur les mesures réalisées après la première charge.	126
5.10	Représentation du comportement de la préforme pendant les phases de charge (a) et de décharge (b) du cycle d'essai.	127

5.11	Modélisation des lois de comportement pendant les phases de charge (a) et de décharge (b) du cycle d'essai.	128
5.12	Représentation du comportement associé à la méthode de Newton-Raphson [30].	129
5.13	Différents types de réponses mécaniques selon Besson & al [186]: (a) charge croissante avec couple unique dans tous les cas. (b) courbe charge déplacement avec charge limite présentant plusieurs solutions pour une charge donnée. (c) courbe charge déplacement avec rebroussement en déplacement présentant plusieurs solutions en charge pour un déplacement donné.	130
5.14	Conditions aux limites imposées pour le cas test de simulation.	131
5.15	Évolution de l'épaisseur de la préforme en fonction de la contrainte (a) et du temps (b).	132
6.1	Schéma de l'algorithme de couplage utilisé pour la simulation des infusion	134
6.2	Définition d'un Jacobien nodal par moyenne sur les éléments contigus, pour le calcul du taux volumique de fibre.	136
6.3	Géométries 2D et 3D utilisées pour modéliser le procédé.	137
6.4	Maillage 2D et définition du taux volumique de fibres pour la simulation de l'infusion d'une préforme plane.	137
6.5	Maillage 3D et définition du taux volumique de fibres pour la simulation de l'infusion d'une préforme plane.	138
6.6	Conditions aux limites considérées pour la simulation de l'infusion.	140
6.7	Simulation 2D de l'infusion d'une préforme plane.	142
6.8	Simulation 3D de l'infusion d'une préforme plane.	142
6.9	Représentation des inter-plis de la préforme par le biais d'une fonction Level-Set.	143
6.10	Évolution du front de fluide obtenue par simulations 2D et 3D des écoulements.	144
6.11	Évolutions de l'épaisseur de la préforme au cours de l'imprégnation simulée 2D et 3D.	145
6.12	Comparaison des temps de remplissage avec et sans modélisation de la déformation des préformes.	145
6.13	Évolution de l'épaisseur simulée et du taux volumique de fibre équivalent de plusieurs plis du stratifié.	146
6.14	Mesure d'épaisseur proposée par Yenilmez <i>et al.</i> [169] sur une infusion dans le plan (a), variation observée au cours de l'infusion (b).	146
6.15	Caractérisation de la variabilité associée à la modélisation de la perméabilité	147
6.16	Caractérisation de l'influence associée à la variabilité de la perméabilité sur la simulation du remplissage.	148
6.17	Comparaison entre l'évolution du remplissage numérique et les mesures par fibres optiques sur les configurations unidirectionnelles.	149
6.18	Comparaison entre l'évolution du remplissage numérique et les mesures par fibres optiques sur les configurations quasi-isotropes.	150
6.19	Comparaison entre les tvf mesurés sur les plaques (après cuisson) et les résultats de simulation.	152
6.20	Géométrie et conditions aux limites imposées pour la simulation d'un raidisseur en « T ».	154

6.21	Représentation du champ de pression et de la position du front de fluide pour les infusions réalisées avec des perméabilités isotropes et orthotropes.	157
6.22	Évolution du front de fluide et du champ de pression à différents temps de l'infusion d'un raidisseur en « T ».	158
6.23	Évolution du remplissage des renforts pour les trois cas de simulation.	159
6.24	Évolution du taux volumique moyen en deux points caractéristiques de la géométrie.	160
6.25	Représentation du cas test stationnaire de pression capillaire.	162
6.26	Champs de pression et de vitesse obtenus avec l'intégration d'une pression capillaire par les méthodes CSF(a) (b) et SLR (c) (d).	163
6.27	Pression et vitesse le long de la ligne d'analyse.	163
A.1	Diagramme de Moody pour une conduite de section circulaire [192].	172
A.2	Expérience de Darcy, écoulement dans un conduit constitué par un milieu poreux saturé.	173
B.1	Schéma d'un écoulement unidirectionnel dans une préforme.	176
B.2	Schéma d'un écoulement unidirectionnel dans une préforme, avec une perte de charge liée à l'air dans la préforme.	177
B.3	Géométrie et conditions aux limites d'un écoulement radial.	178
B.4	Géométrie et conditions aux limites d'un écoulement radial.	181
C.1	Éléments de la coupe d'un espace de dimension 3 : plan (rouge), lignes (bleu), points (vert) résultats de l'intersection du plan (en gris) avec respectivement des éléments volumiques, surfaciques et longilignes [102].	184
C.2	Orientation d'un échantillon isotrope pour un stratifié quasi-unidirectionnel	185
C.3	Schématisation des modes de polissage en co-rotation et contra-rotation.	186
C.4	Observation d'une image micrographique reconstituée (échantillon issus de pré-imprégnés).	187
C.5	Sélection de la zone utile sur l'éprouvette (échantillon issus de pré-imprégnés).	188
C.6	Traitement d'image permettant de discriminer les porosités (échantillon issus de pré-imprégnés).	188
C.7	Observation d'un défaut de propreté: avant traitement (a), après traitement (b) (échantillon issus de pré-imprégnés).	189
E.1	Représentation des nœuds utilisés comme support pour les nouveaux degrés de liberté dans méthode X-FEM.	201
E.2	Fonctions de forme associées aux deux degrés de libertés proposés dans les travaux de Ausas <i>et al.</i> [159].	203
E.3	Fonctions de forme associées au degré de liberté supplémentaire proposé par [198] et illustré dans les travaux de Ausas <i>et al.</i> [159].	204
E.4	Redéfinition des fonctions de forme en pression dans les éléments traversés par une discontinuité proposée par [160] et illustrée dans les travaux de Ausas <i>et al.</i> [159].	205
E.5	Représentation du cas test stationnaire de pression capillaire.	207
E.6	Champ de pression et de vitesse obtenus avec l'intégration d'une pression capillaire par les méthodes SLR et l'utilisation d'éléments finis enrichis selon Ausas <i>et al.</i> en 2010 (a) et (b), en 2012 (c) et (d) et selon Coppola-Owen <i>et al.</i> en 2005 (e) (f).	208
E.7	Pression et vitesse le long de la ligne d'analyse.	209

Liste des tableaux

1.1	Comparaison de différents types de fibres [3,4].	3
2.1	Liste des symboles et des principales dépendances associées à une modélisation macroscopique du procédé par infusion.	25
2.2	Plan d'expérience.	32
2.3	Temps caractéristiques d'infusion pour les drapages unidirectionnels.	48
2.4	Temps caractéristiques d'infusion pour les drapages quasi-isotropes.	51
2.5	Taux de porosités moyens mesurés.	54
2.6	Mesures d'épaisseurs et taux volumiques de fibre caractérisés sur les plaques.	58
3.1	Erreurs calculées pour un rapport d'orthotropie de 100.	76
3.2	Taux de convergences calculés en fonction du rapport d'orthotropie.	76
3.3	Valeur du rapport entre la perméabilité du renfort K_r et la viscosité de la résine η_r défini par les modèles à un tvf de 60%.	83
4.1	Paramètres utilisés pour le cas test de convection de la fonction Level-Set.	99
4.2	Erreurs commises sur le calcul du périmètre et de la surface d'un disque.	102
4.3	Erreurs commises sur le calcul de la surface et du volume d'une boule.	102
4.4	Paramètres du problème Stokes-Darcy pour les cas tests de validation.	104
6.1	Caractéristiques des maillages 2D et 3D réalisés.	139
6.2	Paramètres du modèle pour la simulation des infusions.	139
6.3	Paramètres du modèle pour le calcul des pas de temps automatiques.	140
6.4	Comparaison entre les temps de remplissages numériques et les temps expérimentaux pour les configuration unidirectionnelles et quasi-isotropes.	149
6.5	Épaisseurs et taux volumiques de fibre initiaux (avant mise sous vide), après mise sous vide du système, et après imprégnation.	151
6.6	Définition des paramètres matériaux utilisés pour les trois cas de simulation.	155
6.7	Paramètres du modèle pour le calcul des pas de temps automatiques.	156
6.8	Temps de calculs associés à la simulation de l'infusion du raidisseur en « T ».	156
C.1	Relations de base de la stéréologie applicables à l'analyse d'une coupe (A= Aire , L=Longueur, P= nombre de Point, $\langle \rangle$ = Valeur moyenne attendue et L_A = une Longueur L rapportée à une aire A) [102].	184
C.2	Protocole de polissage des échantillons.	186
C.3	Détermination du seuillage et taux de porosité obtenus par différents opérateurs.	189
C.4	Taux de porosités mesurés.	191

Bibliographie

- [1] D. GAY : *Composite materials: design and applications*. CRC press. Press, CRC, 2014.
- [2] J.-C. NEGRIER et A. RIGAL : Présentation des matériaux composites. *Techniques de l'ingénieur*, A7790(0), 1991.
- [3] C. BALEY : Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites. *Techniques de l'ingénieur*, am5130, 2013.
- [4] J.-J. BARRAU et D. G. DEGEORGES : Structures en matériaux composites. *Techniques de l'ingénieur*, bm5080(0):0–24, 2004.
- [5] C. BINÉTRUY : Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques. *Techniques de l'ingénieur*, am3718, 2004.
- [6] AIRBUS : <http://www.airbus.com>.
- [7] J. M. CASTRO et C. W. MACOSKO : Studies of mold filling and curing in the reaction injection molding process. *American Institute of Chemical Engineers Journal*, 28(2):250–260, 1982.
- [8] J.-L. BAILLEUL, D. DELAUNAY et Y. JARNY : Determination of temperature variable properties of composite materials: methodology and experimental results. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 15:479–496, 1996.
- [9] M. R. KAMAL et S. SOUROUR : Kinetics and Thermal Characterization of Thermoset Cure. *Polymer Engineering & Science*, 13(1):59–64, 1973.
- [10] P. I. KARKANAS et I. K. PARTRIDGE : Cure modeling and monitoring of epoxy/amine resin systems. II. Network formation and chemoviscosity modeling. *Journal of Applied Polymer Science*, 77(10):2178–2188, 2000.
- [11] HEXCEL : HexFlow RTM 6 180°C epoxy system for Resin Transfer Moulding monocomponent system. *Données commerciales du produit* <https://hexcel.com>.
- [12] Y. SURREL, A. VAUTRIN et G. VERCHERY : *Analyse et conception des structures en matériaux composites*. Édition Pluralis, 1990.
- [13] L. GORNET : Généralités sur les matériaux composites. *Cours de l'archive ouverte pluridisciplinaire HAL, référence cel-00470296*, 2008.
- [14] Y. LEDRU : *Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques*. Thèse de doctorat, École des Mines d'Albi, 2009.
- [15] HEXCEL : HexPly® Prepreg Technology. <http://www.hexcel.com>.
- [16] P. ŠIMÁČEK et S. G. ADVANI : Role of acceleration forces in numerical simulation of mold filling processes in fibrous porous media. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(11):1970–1982, 2006.
- [17] F. BOINOT et A. GURLIAT : Moulage par injection de résine à basse pression ou procédé RTM. *Techniques de l'ingénieur*, a3728, 1991.
- [18] G. NEMOZ : Textures textiles tridimensionnelles. *Techniques de l'ingénieur*, am5122, 2003.

- [19] J.-M. BERTHELOT : Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures. *Tec & Doc Lavoisier*, 2005.
- [20] P. BOISSE : Mise en forme des renforts fibreux de composites. *Techniques de l'ingénieur*, am3734, 2004.
- [21] P. BOISSE, N. HAMILA, E. VIDAL-SALLÉ et F. DUMONT : Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses. *Composites Science and Technology*, 71(5):683–692, 2011.
- [22] S. GATOULLAT, A. BAREGGI, E. VIDAL-SALLÉ et P. BOISSE : Meso modelling for composite preform shaping - Simulation of the loss of cohesion of the woven fibre network. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 54(2013):135–144, 2013.
- [23] M TORRES : newsletter du 10/03/2014. <http://www.mtorres.es>, 2014.
- [24] B. KIM, K. HAZRA, P. WEAVER et K. POTTER : Limitations of fibre placement techniques for variable angle tow composites and their process-induced defects. In *Proceedings of the 18th international conference on composite materials, Jeju, KR.*, pages 1–6, 2011.
- [25] K. CROFT, L. LESSARD, D. PASINI, M. HOJJATI, J. CHEN et A. YOUSEFPOUR : Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(5):484–491, 2011.
- [26] C. BINÉTRUY, B. HILAIRE et J. PABIOT : Tow impregnation model and void formation mechanisms during RTM. *Journal of Composite Materials*, 32(3):223–245, 1998.
- [27] M. K. KANG, W. I. LEE et H. T. HAHN : Formation of microvoids during resin-transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 60(12-13):2427–2434, 2000.
- [28] HEXCEL : HITape® A new efficient composite solution for Primary Aircraft Structures. <http://www.hexcel.com/Resources/DataSheets/Brochure-Data-Sheets/HiTape.pdf>.
- [29] H. GIRARDY et J.-M. BERAUD : An innovative composite solution for cost-effective primary aircraft structures. *JEC composites magazine*, 80:36–38, 2013.
- [30] G. PACQUAUT : *Couplage Stokes/Darcy dans un cadres Level-set en grandes déformations pour la simulation des procédés délaboration pas infusion de résine*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure Mines de Saint-Etienne, 2010.
- [31] A. DEREIMS : *Simulation industrielle des procédés d'élaboration de pièces composites par infusion de résine : couplage fluide / solide poreux très faiblement perméable en grandes déformations*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2013.
- [32] P. LATIL, L. ORGÉAS, C. GEINDREAU, P. J. J. DUMONT et S. ROLLAND DU ROSCOAT : Towards the 3D in situ characterisation of deformation micro-mechanisms within a compressed bundle of fibres. *Composites Science and Technology*, 71(4):480–488, 2011.
- [33] H. DARCY : Les fontaines publiques de la ville de Dijon. *V. Dalmont*, 1856.
- [34] F. A. DULLIEN : *Porous media: fluid transport and pore structure, 2nd edition*. Academic press, San Diego, California, 1991.

- [35] P. C. CARMAN : Permeability of saturated sands, soils and clays. *The Journal of Agricultural Science*, 29(02):262–273, 1939.
- [36] J.-C. CHARPENTIER : Éléments de mécanique des fluides - Application aux milieux poreux. *Techniques de l'ingénieur*, j1065, 1999.
- [37] H. a. NOORUDDIN et M. E. HOSSAIN : Modified Kozeny-Carmen correlation for enhanced hydraulic flow unit characterization. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 80(1):107–115, 2011.
- [38] R. NUNEZ : *Problématique de la mesure de la perméabilité transverse de pre-formes fibreuses pour la fabrication de structures composites*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines, Saint Etienne, 2009.
- [39] C. DI FRATTA, F. KLUNKER, F. TROCHU et P. ERMANNI : Characterization of textile permeability as a function of fiber volume content with a single unidirectional injection experiment. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, C, 2015.
- [40] H. S. SAS, E. B. WURTZEL, P. SIMACEK et S. G. ADVANI : Effect of relative ply orientation on the through-thickness permeability of unidirectional fabrics. *Composites Science and Technology*, 96:116–121, 2014.
- [41] 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, T. STOILOVA, X. M. TAO, I. VERPOEST, A. WILLEMS, J. WIGGERS, T. X. YU et 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.
- [42] F. ROBITAILLE et R. GAUVIN : Compaction of textile reinforcements for composites manufacturing. I: Review of experimental results. *Polymer Composites*, 19(2):198–216, 1998.
- [43] P. KELLY, R. UMER et S. BICKERTON : Viscoelastic response of dry and wet fibrous materials during infusion processes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(6):868–873, 2006.
- [44] S. DRAPIER, J. MONATTE, O. ELBOUZZAOUI et P. HENRAT : Characterization of transient through-thickness permeabilities of Non Crimp New Concept (NC2) multi-axial fabrics. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36:877–892, 2005.
- [45] T. GUTOWSKI, Z. CAI, S. BAUER, D. BOUCHER, J. KINGERY et S. WINEMAN : Consolidation experiments for laminate composites. *Journal of Composite Materials*, 21:650–669, 1987.
- [46] F. ROBITAILLE et R. GAUVIN : Compaction of textile reinforcements for composites manufacturing. II: Compaction and relaxation of dry and H₂O-saturated woven reinforcements. *Polymer Composites*, 19(5):543–557, 1998.
- [47] L. PREZIOSI, D. JOSEPH et G. BEAVERS : Infiltration of initially dry, deformable porous media. *International Journal of Multiphase Flow*, 22(6):1205–1222, 1996.
- [48] T. OUAHBI, A. SAOUAB, J. BRÉARD, P. OUAGE et S. CHATEL : Modelling of hydro-mechanical coupling in infusion processes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(7):1646–1654, 2007.

- [49] Y. HENZEL, J. BREARD, P. FAITOUT, D. CAYEUX et R. GAUVIN : Dynamique des écoulements en milieux poreux double échelle. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences - Series IIB - Mechanics-Physics-Astronomy*, 327(11):1171–1177, 1999.
- [50] R. DAVE, J. L. KARDOS et M. P. DUDUKOVIĆ : A model for resin flow during composite processing: Part 1—general mathematical development. *Polymer Composites*, 8(1): 29–38, 1987.
- [51] M. DELEGLISE, C. BINETRUY et P. KRAWCZAK : Simulation of LCM processes involving induced or forced deformations. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(6 SPEC. ISS.):874–880, 2006.
- [52] D. BLEST, S. MCKEE, A. ZULKIFLE et P. MARSHALL : Curing simulation by autoclave resin infusion. *Composites Science and Technology*, 59(16):2297–2313, 1999.
- [53] Q. GOVIGNON, S. BICKERTON, J. MORRIS et P. KELLY : Full field monitoring of the resin flow and laminate properties during the resin infusion process. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 39(9):1412–1426, 2008.
- [54] P. WANG : *Étude numérique et expérimentale de procédé d'élaboration des matériaux composites par infusion de résine*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2010.
- [55] P. CELLE, S. DRAPIER et J.-M. BERGHEAU : Numerical modelling of liquid infusion into fibrous media undergoing compaction. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 27(4):647–661, 2008.
- [56] A. DEREIMS, S. DRAPIER, B. J.-M. et P. DE LUCA : 3D robust iterative coupling of Stokes, Darcy and solid mechanics for low permeability media undergoing finite strains. *Finite Elements in Analysis and Design*, 94:1–15, 2014.
- [57] L. ABOUORM : *VMS (Variational Multi Scale) stabilised Stokes-Darcy coupled flows in porous media undergoing finite deformations: application to infusion-based composite processing*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2013.
- [58] B. LIANG, N. HAMILA, M. PEILLON et P. BOISSE : Analysis of thermoplastic prepreg bending stiffness during manufacturing and of its influence on wrinkling simulations. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 67:111–122, 2014.
- [59] J. SCHELL, M. DELEGLISE, C. BINETRUY, P. KRAWCZAK et P. ERMANNI : Numerical prediction and experimental characterisation of meso-scale-voids in liquid composite moulding. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(12):2460–2470, 2007.
- [60] CHUNG HAE PARK et L. Woo : Modeling void formation and unsaturated flow in liquid composite molding processes: a survey and review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 30:957–977, 2011.
- [61] A. LEBEL, C.-h. PARK, A. SAOUAB, J. BREARD et F. BOUILLON : Modélisation numérique de la formation des bulles d'air dans les matériaux composites Numeric modelisation of air bubbles formation in composites materials. 2009.
- [62] Y. WIELHORSKI, A. B. ABDELWAHED et J. BRÉARD : Theoretical Approach of Bubble Entrapment Through Interconnected Pores: Supplying Principle. *Transport in Porous Media*, 96(1):105–116, 2012.
- [63] C.-h. PARK, A. LEBEL, A. SAOUAB, J. BRÉARD et W. I. LEE : Modeling and simulation of voids and saturation in liquid composite molding processes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(6):658–668, 2011.

- [64] S. GUEROULT, L. BIZET et J. BREARD : Relation expérimentale entre profils de saturation et taux de vides lors du procédé RTM. *20ème Congrès Français de Mécanique*, 2011.
- [65] E. LOPEZ, E. ABISSET-CHAVANNE, F. LEBEL, R. UPADHYAY, S. COMAS, C. BINETRUY et F. CHINESTA : Flow modeling of linear and nonlinear fluids in two and three scale fibrous fabrics. *International Journal of Material Forming*, 2015.
- [66] G. PUAUX : *Simulation numérique des écoulements aux échelles microscopique et mésoscopique dans le procédé RTM*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011.
- [67] A. GIAVARAS et E. BOATENG : Transient filling modelling at meso-level for RTM process using a single phase LSM. *International Journal of Material Forming*, 8(2):197–210, 2015.
- [68] H. C. BRINKMAN : A calculation of the viscous force exerted by a flowing fluid on a dense swarm of particles. *Applied Scientific Research*, 1(1):27–34, 1949.
- [69] M. DUPEUX : *Aide-mémoire de science des matériaux-3e éd.* Édition Dunod, 2013.
- [70] B. CHEN : Compaction of woven-fabric preforms: nesting and multi-layer deformation. *Composites Science and Technology*, 60(12-13):2223–2231, 2000.
- [71] L. TREVINO, K. RUPEL, W. B. YOUNG, M. J. LIU et L. J. LEE : Analysis of resin injection molding in molds with preplaced fiber mats. I: Permeability and compressibility measurements. *Polymer Composites*, 12(1):20–29, 1991.
- [72] D. YUEXIN, T. ZHAOYUAN, Z. YAN et S. JING : Compression Responses of Preform in Vacuum Infusion Process. *Chinese Journal of Aeronautics*, 21(4):370–377, 2008.
- [73] M. BELHAJ, M. DELEGLISE, S. COMAS-CARDONA, H. DEMOUVEAU, C. BINETRUY, C. DUVALL et P. FIGUEIREDO : Dry fiber automated placement of carbon fibrous preforms. *Composites Part B: Engineering*, 50(2013):107–111, 2013.
- [74] I. P. KARKANAS, I. K. PARTRIDGE et D. ATTWOOD : Modelling the Cure of a Commercial Epoxy Resin for Applications in Resin Transfer Moulding. *Polymer International*, 41(2):183–191, 1996.
- [75] C. D. FRATTA, F. KLUNKER et P. ERMANNI : A Methodology for Flow-front Estimation in LCM Processes based on Pressure Sensors. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012.
- [76] E. MURAT SOZER, S. BICKERTON et 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.
- [77] D. HEIDER, P. SIMACEK, A. DOMINAUSKAS, H. DEFFOR, S. G. ADVANI et J. W. GILLESPIE : Infusion design methodology for thick-section, low-permeability preforms using inter-laminar flow media. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(2):525–534, 2007.
- [78] M. F. PUCCI, P.-J. LIOTIER et S. DRAPIER : Capillary wicking in a fibrous reinforcement - Orthotropic issues to determine the capillary pressure components. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40:1272–1282, 2015.
- [79] A. W. CHAN et R. J. MORGAN : Tow impregnation during resin transfer molding of bi-directional nonwoven fabrics. *Polymer Composites*, 14(4):335–340, 1993.

- [80] J.-w. PARK, D.-j. KIM, K.-h. IM, S.-k. PARK, D. K. HSU, A. H. KITE, S.-k. KIM, K.-s. LEE et I.-y. YANG : Ultrasonic influence of porosity level on CFRP Composite laminates using rayleigh probe waves. *Acta Mechanica Solida Sinica*, 21(4):298–307, 2008.
- [81] M. NORDLUND et T. S. LUNDSTRÖM : Effect of multi-scale porosity in local permeability modelling of non-crimp fabrics. *Transport in Porous Media*, 73(1):109–124, 2007.
- [82] P. WANG, S. DRAPIER, J. MOLIMARD, A. VAUTRIN et J.-C. MINNI : Characterization of Liquid Resin Infusion (LRI) filling by fringe pattern projection and in situ thermocouples. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 41(1):36–44, 2010.
- [83] P. WANG, S. DRAPIER, J. MOLIMARD, A. VAUTRIN et J. MINNI : Numerical and experimental analyses of resin infusion manufacturing processes of composite materials. *Journal of Composite Materials*, 46(13):1617–1631, 2012.
- [84] T. LUTHY et P. ERMANNI : Linear direct current sensing system for flow monitoring in Liquid Composite Moulding. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 33(3):385–397, 2002.
- [85] A. A. SKORDOS et I. K. PARTRIDGE : Dielectric flow sensing in resin transfer moulding of carbon fibre reinforced composites Alexandros A Skordos 1 and Ivana K Partridge 2. *Plastics Rubber and Composites* 29, 29:391–394, 2000.
- [86] M. DANISMAN, G. TUNCOL, A. KAYNAR et E. MURAT SOZER : Monitoring of resin flow in the resin transfer molding (RTM) process using point-voltage sensors. *Composites Science and Technology*, 67(3-4):367–379, 2007.
- [87] L. LABAT, M. GRISEL, J. BRÉARD et G. BOUQUET : Original use of electrical conductivity for void detection due to injection conditions of composite materials. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences - Series IIB - Mechanics*, 329(7):529–534, 2001.
- [88] S. VACHER : *Capteurs à fibres optiques pour le contrôle de l'élaboration et la caractérisation mécanique des matériaux composites*. Thèse de doctorat, Université Jean Monnet de Saint-Etienne, 2004.
- [89] H. SU et X. G. HUANG : Fresnel-reflection-based fiber sensor for on-line measurement of solute concentration in solutions. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 126(2):579–582, 2007.
- [90] E. MARIN, L. ROBERT, S. TRIOLLET et Y. OUERDANE : Liquid Resin Infusion process monitoring with superimposed Fibre Bragg Grating sensor. *Polymer Testing*, 31(8): 1045–1052, 2012.
- [91] S. TRIOLLET : *Développement d'un capteur à fibre optique à base de réseaux de Bragg supéropsés de courtes et de longues périodes : application à la mesure discriminée de température et de déformation*. Thèse de doctorat, Université Jean Monnet de Saint Etienne, 2010.
- [92] V. ANTONUCCI, M. GIORDANO, L. NICOLAIS, A. CALABRÒ, a. CUSANO, A. CUTOLO et S. INSERRA : Resin flow monitoring in resin film infusion process. *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144(1):687–692, 2003.
- [93] M. WARIS, P.-J. LIOTIER et S. DRAPIER : Effect of the mold on the residual strain field monitored with optical fibers sensors in resin transfer molding processes. *Journal of Composite Materials*, 2013.

- [94] W. M. ORGANIZATION : Glossaire international d'hydrologie. *United Nations Educational, Scientific and Cultural Organization*, 1992.
- [95] NORME AITM : Test Method for Determining the Pore Content of Fiber Reinforced Plastics using Automatic Image Analysis. AITM4-0003, 2008.
- [96] NORME AITM : Inspection of fibre composites by ultrasonic phased array technique. (4):1–11, 2010.
- [97] NORME AITM : Non Destructive Inspection of Composite Parts. (7):1–35, 2011.
- [98] NORME AITM : Ultrasonic pulse-echo inspection of carbon fibre plastics. AITM6-4005:1–26, 2012.
- [99] D. M. DANIEL, S. C. WOOH et I. KOMSKY : Quantitative porosity characterization of composite materials by means of ultrasonic attenuation measurements. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 11(1):1–8, 1992.
- [100] H. JEONG et D. K. HSU : Experimental analysis of porosity-induced ultrasonic attenuation and velocity change in carbon composites. *Ultrasonics*, 33(3):195–203, 1995.
- [101] B. MARTIN : Ultrasonic attenuation due to voids in fibre-reinforced plastics. *NDT International*, 9(5):242–246, 1976.
- [102] J. C. RUSS et R. T. DEHOFF : *Practical Stereology*. 1999.
- [103] H.-F. PERRIN : *Etude des déformations de pièces composites induites par le procédé d'infusion de résine*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2011.
- [104] R. GANTOIS : *Contribution à la modélisation de l'écoulement de résine dans les procédés de moulage des composites par voie liquide*. Thèse de doctorat, Institut Clément Ader : École des Mines d'Albi - IUT de Tarbes, 2013.
- [105] Q. GOVIGNON, S. BICKERTON et P. 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.
- [106] H. MAGNUS ANDERSSON, T. STAFFAN LUNDSTRÖM et B. RIKARD GEBART : Numerical model for vacuum infusion manufacturing of polymer composites. *International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow*, 13(3):383–394, 2003.
- [107] P. BHAT, J. MEROTTE, P. SIMACEK et S. G. ADVANI : Process analysis of compression resin transfer molding. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40(4):431–441, 2009.
- [108] L. GASCÓN, J. a. GARCÍA, F. LEBEL, E. RUIZ et F. TROCHU : A two-phase flow model to simulate mold filling and saturation in Resin Transfer Molding. *International Journal of Material Forming*, 2015.
- [109] J. BESSON et R. FOERCH : Large scale object-oriented finite element code design. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 142(1-2):165–187, 1997.
- [110] F. BREZZI et M. FORTIN : Mixed and hybrid finite element methods. *Springer-Verlag New York, Inc.*, 1991.
- [111] T. J. HUGHES : Multiscale phenomena: Green's functions, the Dirichlet-to-Neumann formulation, subgrid scale models, bubbles and the origins of stabilized methods. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 1995.

- [112] S. BADIA et R. CODINA : Unified stabilized finite element formulations for the Stokes and the Darcy problems. *SIAM Journal on Numerical Analysis*, 47(3):1971–2000, 2009.
- [113] S. BADIA et R. CODINA : Stabilized continuous and discontinuous Galerkin techniques for Darcy flow. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199(25-28):1654–1667, 2010.
- [114] R. CODINA : A stabilized finite element method for generalized stationary incompressible flows. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 190(20-21):2681–2706, 2001.
- [115] S. BADIA et R. CODINA : Stokes, Maxwell and Darcy: A single finite element approximation for three model problems. *Applied Numerical Mathematics*, 62(4):246–263, 2012.
- [116] K. ADAMS, W. RUSSEL et L. REBENFELD : Radial penetration of a viscous liquid into a planar anisotropic porous medium. *International Journal of Multiphase Flow*, 14(2):203–215, 1988.
- [117] J. WEITZENBÖCK, R. SHENOI et P. WILSON : Radial flow permeability measurement. Part A: Theory. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 30(6):781–796, 1999.
- [118] K. HAN : Measurements of the permeability of fiber preforms and applications. *Composites Science and Technology*, 60(12-13):2435–2441, 2000.
- [119] P. B. NEDANOV et S. G. ADVANI : A method to determine 3D permeability of fibrous reinforcements. *Journal of Composite Materials*, 36(2):241–254, 2002.
- [120] J. BREARD, A. SAOUAB et G. BOUQUET : Dependence of the Reinforcement Anisotropy on a Three Dimensional Resin Flow Observed by X-ray radioscopy. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 18(9):814–826, 1999.
- [121] P. J. ROACHE : Code Verification by the Method of Manufactured Solutions. *Journal of Fluids Engineering*, 124(1):4, 2002.
- [122] I. P. KARKANAS et I. K. PARTRIDGE : Cure modeling and monitoring of epoxy/amine resin systems. I. Cure kinetics modeling. *Journal of Applied Polymer Science*, 77(7):1419–1431, 2000.
- [123] R. ARBTER, J.-M. BERAUD, C. BINÉTRUY, L. BIZET, J. BRÉARD, S. COMAS-CARDONA, C. DEMARIA, A. ENDRUWEIT, P. ERMANNI, F. GOMMER, S. HASANOVIC, P. HENRAT, F. KLUNKER, B. LAINE, S. LAVANCHY, S. LOMOV, A. LONG, V. MICHAUD, G. MORREN, E. RUIZ, H. SOL, F. TROCHU, B. VERLEYE, M. WIETGREFE, W. WU et G. ZIEGMANN : Experimental determination of the permeability of textiles: A benchmark exercise. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(9):1157–1168, 2011.
- [124] N. VERNET, E. RUIZ, S. G. ADVANI, J. B. ALMS, M. AUBERT, M. BARBURSKI, B. BARRARI, J.-M. BERAUD, D. C. BERG, N. CORREIA, M. DANZI, T. DELAVIÈRE, M. DICKERT, C. D. FRATTA, A. ENDRUWEIT, P. ERMANNI, G. FRANCUCCI, J. A. GARCIA, A. GEORGE, C. HAHN, F. KLUNKER, S. V. LOMOV, A. LONG, B. LOUIS, J. MALDONADO, R. MEIER, V. MICHAUD, H. PERRIN, K. PILLAI, E. RODRIGUEZ, F. TROCHU, S. VERHEYDEN, M. WIETGREFE, W. XIONG, S. ZAREMBA et G. ZIEGMANN : Experimental determination of the permeability of engineering textiles: Benchmark II. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 61:172–184, 2014.
- [125] K. HOES, D. DINESCU, H. SOL, M. VANHEULE, R. S. PARNAS, Y. LUO et I. 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.
- [126] L. LABAT, J. BREARD, S. PILLUT-LESAVRE et G. BOUQUET : Determination des paramètres d' injection pour minimiser les vides dans des pièces composites. *XVe Congrès français de Mécanique*, pages 3–7, 2001.
- [127] Y. LUO, I. VERPOEST, K. HOES, M. VANHEULE, H. SOL et A. CARDON : Permeability measurement of textile reinforcements with several test fluids. *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32(10):1497–1504, 2001.
- [128] G. FRANCUCCI, E. S. RODRÍGUEZ et A. VÁZQUEZ : Study of saturated and unsaturated permeability in natural fiber fabrics. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 41(1):16–21, 2010.
- [129] S. SCHOLZ, J. W. GILLESPIE et D. HEIDER : Measurement of transverse permeability using gaseous and liquid flow. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(9):2034–2040, 2007.
- [130] F. ZHOU, N. KUENTZER, P. SIMACEK, S. G. ADVANI et S. WALSH : Analytic characterization of the permeability of dual-scale fibrous porous media. *Composites Science and Technology*, 66(15):2795–2803, 2006.
- [131] M. F. PUCCI, P.-J. LIOTIER et S. DRAPIER : Capillary effects on flax fibers – Modification and characterization of the wetting dynamics. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015.
- [132] M. A. BEN ABDELWAHED : *Mécanismes d'impregnation en milieux fibreux: modélisation et application à la mise en oeuvre des matériaux composites à fibres longues*. Thèse de doctorat, Université du Havre, 2011.
- [133] L. LANDAU et E. LIFSHITZ : Fluid mechanics. *Vol. VI, Course of Theoretical Physics*, 1987.
- [134] D. QUÉRÉ : Lois du mouillage et de l'impregnation. *Techniques de l'ingénieur*, J2140(0), 2003.
- [135] A. KJOSAVIK, J. RINGEN et S. SKJAEVELAND : Relative Permeability Correlation for Mixed-Wet Reservoirs. *SPE Journal*, 7(01):49–58, 2002.
- [136] P. C. CARMAN : Fluid flow through granular beds. *Transactions-Institution of Chemical Engineers*, 15:150–166., 1937.
- [137] G. L. CHIERICI : Novel Relations for Drainage and Imbibition Relative Permeabilities. *Society of Petroleum Engineers Journal*, 24(03):275–276, 1984.
- [138] P.-J. LIOTIER, A. VAUTRIN et J.-M. BERAUD : Microcracking of composites reinforced by stitched multiaxials subjected to cyclical hygrothermal loadings. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(4):425–437, 2011.
- [139] C. HIRT et B. NICHOLS : Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries. *Journal of Computational Physics*, 39(1):201–225, 1981.
- [140] F. H. HARLOW et J. E. WELCH : Numerical Calculation of Time-Dependent Viscous Incompressible Flow of Fluid with Free Surface. *Physics of Fluids*, 8(12):2182, 1965.
- [141] Y. CHANG, T. HOU, B. MERRIMAN et S. OSHER : A Level Set formulation of eulerian interface capturing methods for incompressible fluid flows. *Journal of Computational Physics*, 124(2):449–464, 1996.

- [142] A. N. BROOKS et T. J. HUGHES : Streamline upwind/Petrov-Galerkin formulations for convection dominated flows with particular emphasis on the incompressible Navier-Stokes equations. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 32(1-3):199–259, 1982.
- [143] L. VILLE, L. SILVA et T. COUPEZ : Convected level set method for the numerical simulation of fluid buckling. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 66(3):324–344, 2011.
- [144] D. H. PINO MUÑOZ : *High-performance computing of sintering process at particle scale*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2012.
- [145] M. SHAKOOR, B. SCHOLTES, P.-O. BOUCHARD et M. BERNACKI : An efficient and parallel level set reinitialization method – Application to micromechanics and microstructural evolutions. *Applied Mathematical Modelling*, 2015.
- [146] S. OSHER et J. A. SETHIAN : Fronts propagating with curvature-dependent speed: Algorithms based on Hamilton-Jacobi formulations. *Journal of Computational Physics*, 79(1):12–49, 1988.
- [147] D. PENG, B. MERRIMAN, S. OSHER, H. ZHAO et M. KANG : A PDE-based fast local Level Set method. *Journal of Computational Physics*, 155(2):410–438, 1999.
- [148] P. VIGNAUX : *Méthodes Level Set pour des problèmes d’interface en microfluidique*. Thèse de doctorat, Université bordeaux I, 2007.
- [149] P. CELLE : *Couplages fluide/milieu poreux en grandes déformations pour la modélisation des procédés d’élaboration par infusion*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2006.
- [150] M. DISCACCIATI et A. QUARTERONI : Convergence analysis of a subdomain iterative method for the finite element approximation of the coupling of Stokes and Darcy equations. *Computing and Visualization in Science*, 6(2-3):93–103, 2004.
- [151] M. DISCACCIATI : Iterative methods for Stokes/Darcy coupling. *Domain Decomposition Methods in Science and Engineering*, 53:563–570, 1989.
- [152] W. LAYTON, F. SCHIEWECK et I. Yotov : Coupling fluid flow with porous media flow. *SIAM Journal on Numerical Analysis*, 40(6):2195–2218, 2002.
- [153] G. S. BEAVERS et D. D. JOSEPH : Boundary conditions at a naturally permeable wall. *Journal of Fluid Mechanics*, 30(01):197, 2006.
- [154] P. G. SAFFMAN : On the Boundary Condition at the Surface of a Porous Medium. *Studies in Applied Mathematics*, 50(2):93–101, 1971.
- [155] Y. CAO, M. GUNZBURGER, F. HUA et X. WANG : Coupled Stokes-Darcy model with Beavers-Joseph interface boundary condition. *Communications in Mathematical Sciences*, 8(1):1–25, 2010.
- [156] H. C. OWEN, R. CODINA et D. CAMINS : *A Finite Element Model for Free Surface and Two Fluid Flows on*. Thèse de doctorat, Université polytechnique de catalogue, 2009.
- [157] H. COPPOLA-OWEN et R. CODINA : A free surface finite element model for low Froude number mould filling problems on fixed meshes. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 66(7):833–851, 2011.

- [158] Y. LIU, N. MOULIN, J. BRUCHON, P.-j. LIOTIER et S. DRAPIER : Towards voids formation and permeability predictions in LCM processes: A computational bifluid-solid mechanics framework dealing with capillarity and wetting issues. *Comptes Rendus de Mécanique*, accepté, 2015.
- [159] R. F. AUSAS, G. C. BUSCAGLIA et S. R. IDELSOHN : A new enrichment space for the treatment of discontinuous pressures in multi-fluid flows. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 70(7):829–850, 2012.
- [160] R. F. AUSAS, F. S. SOUSA et G. C. BUSCAGLIA : An improved finite element space for discontinuous pressures. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199(17-20):1019–1031, 2010.
- [161] J. OLIVER, A. E. HUESPE et P. J. SÁNCHEZ : A comparative study on finite elements for capturing strong discontinuities: E-FEM vs X-FEM. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(37-40):4732–4752, 2006.
- [162] J. U. BRACKBILL : A continuum method for modeling surface tension. *Journal of Computational Physics*, 100:335–354, 1992.
- [163] M. W. WILLIAMS, D. B. KOTHE et E. G. PUCKETT : Accuracy and convergence of continuum surface tension models. *Fluid Dynamics at Interfaces*, 1998.
- [164] D. AL AKHRASS : *Méthode éléments finis mixtes robustes pour gérer l'incompressibilité en grandes déformations dans un cadre industriel*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2014.
- [165] J. PONTHOT : *Traitement unifié de la Mécanique des Milieux Continus solides en grandes transformations par la méthode des éléments finis*. Thèse de doctorat, Université de Liège, 1995.
- [166] R. HILL : On constitutive inequalities for simple materials—I. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16(4):229–242, 1968.
- [167] S. FOREST, M. AMESTOY, G. DAMAMME, S. KRUCH et V. MAUREL : *Mécanique des milieux continus*. Cours de l'école des Mines de Paris, 2010.
- [168] F. BERBAIN et A. CHEVALIER : Mise en oeuvre des composites - Méthodes et matériels. *Techniques de l'ingénieur*, a3720, 1997.
- [169] B. YENILMEZ, M. SENAN et E. MURAT SOZER : Variation of part thickness and compaction pressure in vacuum infusion process. *Composites Science and Technology*, 69(11-12):1710–1719, 2009.
- [170] S. COMAS-CARDONA, P. LE GROGNEC, C. BINETRUY et P. KRAWCZAK : Unidirectional compression of fibre reinforcements. Part 1: A non-linear elastic-plastic behaviour. *Composites Science and Technology*, 67(3-4):507–514, 2007.
- [171] S. BICKERTON, M. J. BUNTAIN et a. a. SOMASHEKAR : The viscoelastic compression behavior of liquid composite molding preforms. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 34(5):431–444, 2003.
- [172] F. ROBITAILLE et R. GAUVIN : Compaction of textile reinforcements for composites manufacturing. III: Reorganization of the fiber network. *Polymer Composites*, 20(1):48–61, 1999.
- [173] Z. CAI et T. GUTOWSKI : The 3-D Deformation Behavior of a Lubricated Fiber Bundle. *Journal of Composite Materials*, 26(8):1207–1237, 1992.
- [174] S. V. LOMOV et I. VERPOEST : Compression of Woven Reinforcements: A Mathematical Model. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 19(16):1329–1350, 2000.

- [175] B. CHEN et T. W. CHOU : Compaction of woven-fabric preforms in liquid composite molding processes: Single-layer deformation. *Composites Science and Technology*, 59(10):1519–1526, 1999.
- [176] Y. R. KIM et S. P. MCCARTHY : Compressibility and relaxation of fiber reinforcements during composite processing. *Polymer Composites*, 12(1):13–19, 1991.
- [177] G. o. FRANCUCCI et E. S. RODRÍGUEZ : Modeling of the compaction response of jute fabrics in liquid composite molding processes. *Journal of Applied Polymer Science*, 124(6):4789–4798, 2012.
- [178] Q. NGUYEN : *Analyse expérimentale et numérique de la compaction des renforts fibreux. Application pour la perméabilité*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2011.
- [179] D. DURVILLE : Simulation of the mechanical behaviour of woven fabrics at the scale of fibers. *International Journal of Material Forming*, 3(2):1241–1251, 2010.
- [180] G. L. BATCH, S. CUMISKEY et C. W. MACOSKO : Compaction of fiber reinforcements. *Polymer Composites*, 23(3):307–318, 2002.
- [181] S. TOLL : Packing mechanics of fiber reinforcements. *Polymer Engineering and Science*, 38(8):1337–1350, 1998.
- [182] J. BONET et A. J. BURTON : A simple orthotropic, transversely isotropic hyperelastic constitutive equation for large strain computations. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 162(97):151–164, 1998.
- [183] G. PACQUAUT, J. BRUCHON, N. MOULIN et S. DRAPIER : Combining a level-set method and a mixed stabilized P1/P1 formulation for coupling Stokes-Darcy flows. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 69(2):459–480, 2012.
- [184] K. TERZAGHI : *Soil mechanics in engineering practice*. John Wiley & Sons., 1996.
- [185] T. WILLIAMS, C. KELLEY et MANY OTHERS : Gnuplot 4.6: an interactive plotting program <http://gnuplot.sourceforge.net/>. 4.6, 2013.
- [186] S. BESSON, JACQUES; CAILLETAUX , GEORGES; CHABOCHE JEAN-LOUIS, FOREST : *Mécanique non linéaire des matériaux*. Édition Hermès, 2001.
- [187] E. RIKS : An incremental approach to the solution of snapping and buckling problems. *International Journal of Solids and Structures*, 15(7):529–551, 1979.
- [188] N. GERMAIN : *Modélisation Non Locale De L'Endommagement Dans Les Structures Composites*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006.
- [189] C. GEUZAIN et J.-F. REMACLE : Gmsh: A 3-D finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 79(11):1309–1331, 2009.
- [190] H. HOTEIT et A. FIROOZABADI : Numerical modeling of two-phase flow in heterogeneous permeable media with different capillarity pressures. *Advances in Water Resources*, 31(1):56–73, 2008.
- [191] J. TARTARIN : *Mécanique des fluides. Cours de l'IUT de poitiers*, 2009.
- [192] S. BECK et R. COLLINS : Diagramme créé pour <https://commons.wikimedia.org> sous licence commune CC-BY-SA-3.0. 2008.
- [193] M. HASSANIZADEH et W. G. GRAY : General conservation equations for multi-phase systems: 3. Constitutive theory for porous media flow. *Advances in Water Resources*, 3(1):25–40, 1980.

- [194] C. A. SCHNEIDER, W. S. RASBAND et K. W. ELICEIRI : NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nature Methods*, 9(7):671–675, 2012.
- [195] M. COSTER et J.-L. CHERMANT : *Précis d'analyse d'images*. 1985.
- [196] T.-P. FRIES et T. BELYTSCHKO : The extended/generalized finite element method: An overview of the method and its applications. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 84, 2010.
- [197] T. P. FRIES et T. BELYTSCHKO : The intrinsic partition of unity method. *Computational Mechanics*, 40(4):803–814, 2007.
- [198] H. COPPOLA-OWEN et R. CODINA : Improving Eulerian two-phase flow finite element approximation with discontinuous gradient pressure shape functions. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*, 49(12):1287–1304, 2005.
- [199] F. S. SOUSA, R. F. AUSAS et G. C. BUSCAGLIA : Numerical assessment of stability of interface discontinuous finite element pressure spaces. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 245-246:63–74, 2012.

NNT : 2016LYSEM003.

Maxime BLAIS

Modeling and in situ monitoring of the resin infusion process on a new generation of reinforcement for aeronautic primary parts applications

Speciality : Mechanics and Engineering

Keywords: Composite materials, LCM processes, Stokes-Darcy, Coupling, Finite-Element method, Level-Set, Finite strains, Process monitoring.

Abstract :

Composites materials are well known to be weight saving solutions compared with conventional materials. These materials have been significantly developed in the transport industry (aeronautic, automotive...) to increase and optimize the vehicles payload. However, the current technical solutions costs are significant, and improvements are mandatory regarding the manufacturing, design, and optimization methods. These ambitions can not be considered without representative and robust simulations tools, able to integrate the process constraints from the onset of the structure design stage.

The present study deals with the processing of a new generation of high performance fibrous reinforcement solutions developed for LCM (Liquid Composite Molding) routes. The manufacturing method considered stands for the so-called resin infusion process, the most promising solution for producing high performance and large scale structural parts. This process consists in compressing a dry reinforcement lay-up under vacuum in a half mold sealed with a vacuum bagging film. Then, the dry reinforcement is progressively impregnated by the liquid resin under the combined effect of mechanical compaction and resin suction.

The aim of this work is to understand and control the process, by combining simulations with experimentations, in order to develop accurate simulation tools. Both a specific experimental plan and a protocol for monitoring and analysing the resin-infusion based process have been proposed, dedicated to the reinforcements considered here. Based on in-situ monitoring technologies (based on optical fibers) and structural health observations, this study have permitted to point out the physics and length scales of interest for the process simulation.

The numerical strategy considered in this works is based on a strong coupling between flows ruled by Stokes, for the purely fluid regions, and by Darcy in the orthotropic impregnated porous preform undergoing large strains. At the process scale, the fluid mechanics problem describes the resin flow through the distribution medium and then through fibrous preforms assimilated to porous medium. A key feature of our approach is the fluid-solid interaction leading to couple a fluid/porous flow with a non-linear solid mechanics problem. The interaction phenomenon due to the resin flow in the orthotropic highly compressible preform is based on both Terzaghi's law and explicit relationships between permeability and porosity. The relevance of this approach is also based on the Level-Set method used to represent and manage interfaces. This interface capturing method has been successfully applied to deal with the bi-fluid approach (air / resin), fixed and moving interfaces, and as post-processing tools.

Some numerical simulations are presented and compared with the corresponding experimental characterizations. The results point out first the necessity to work on the permeability comprehension, definition and characterization. Regarding the specific reinforcements of this study, the representation of the complex local flows and their homogenization through the existence of a possible permeability is highly questionable.

NNT : 2016LYSEM003.

Maxime BLAIS

Modélisation et suivi du procédé par infusion de résine sur une nouvelle génération de renforts structuraux pour l'aéronautique

Spécialité: Mécanique et ingénierie

Mots clefs : Matériaux composites, Procédés LCM, Stokes-Darcy, Couplages, Éléments-finis, Level-Set, Grandes déformations, Suivi de procédé.

Résumé :

Les matériaux composites sont connus pour offrir un gain important en masse par rapport à des matériaux conventionnels. Ils ont notamment fait l'objet de développements conséquents dans les industries du transport (aéronautique, automobile...), principalement pour augmenter la charge utile des véhicules. Toutefois, les coûts associés à leur mise en œuvre sont considérables et des changements dans les manières de fabriquer, de concevoir, et d'optimiser sont à anticiper. Ces changements doivent être associés à des outils de simulation robustes et représentatifs afin d'intégrer, dès la phase de conception, les contraintes associées aux procédés de fabrication.

Cette étude porte sur la mise en œuvre d'une nouvelle génération de renfort spécialement dédiée aux procédés LCM (*Liquid Composite Molding*). Plus précisément, le procédé par infusion est étudié car il est actuellement une alternative économique prometteuse pour la fabrication de pièces hautes performances de très grandes dimensions. Ce procédé consiste à mettre sous vide, entre un moule et une bache, un empilement de renforts secs qui sera ensuite imprégné par une résine liquide sous l'effet d'une dépression.

Par l'expérimentation et la simulation numérique, l'objectif de ces travaux est de comprendre et maîtriser les paramètres de fabrication afin de définir des outils de modélisation et de simulation représentatifs, voire prédictifs du procédé. Pour cela, un plan d'expérience ainsi qu'un protocole de suivi et d'analyse du procédé ont été proposés pour qualifier les problématiques liées à la mise en œuvre des renforts par infusion. La caractérisation des paramètres contrôlant le procédé et la santé matière finale des pièces ont ainsi permis de définir l'échelle de modélisation et les phénomènes physiques devant être simulés.

La stratégie numérique adoptée et l'originalité du modèle reposent sur un couplage fort entre les équations de Stokes et de Darcy dans un cadre de grandes transformations. Ce couplage modélise l'écoulement dans la préforme fibreuse assimilée à un milieu poreux homogène équivalent (modèle de Darcy) et l'écoulement dans les drainants (modèle de Stokes). Un modèle de Terzaghi permet le couplage fluide-solide à l'échelle du milieu poreux saturé équivalent en représentant l'action du fluide sur le renfort *via* sa pression hydrostatique. La déformation du milieu engendre alors une évolution du taux volumique de fibres et de la perméabilité du milieu qui sont actualisés dans le problème de mécanique des fluides. Enfin, les interfaces du modèle sont représentées au moyen d'une méthode Level-Set utilisée pour définir le front de fluide et la variation des propriétés rhéologiques associées. Cette méthode a également été utilisée pour définir l'interface entre les domaines de Stokes et de Darcy ou encore pour représenter les plis des renforts.

Plusieurs simulations numériques sont présentées et sont confrontées aux caractérisations expérimentales. Les résultats mettent en évidence qu'un effort important doit être réalisé dans la compréhension, la définition, et la caractérisation de la perméabilité. Sur les renforts de l'étude, la question même de la représentation et de l'homogénéisation d'écoulements locaux complexes à travers la seule notion de perméabilité se pose incontestablement.