



HAL
open science

Mise en œuvre, instrumentation, validation et modélisation d'un système d'injection RTM pour la fabrication de structures composites de hautes performances

Marc Waris

► To cite this version:

Marc Waris. Mise en œuvre, instrumentation, validation et modélisation d'un système d'injection RTM pour la fabrication de structures composites de hautes performances. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2012. Français. NNT : 2012EMSE0661 . tel-00849584

HAL Id: tel-00849584

<https://theses.hal.science/tel-00849584>

Submitted on 31 Jul 2013

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.

THÈSE

pour l'obtention du grade de

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

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

par

Marc WARIS

Mise en œuvre, instrumentation, validation et modélisation d'un système d'injection RTM pour la fabrication de structures composites de hautes performances

présentée et soutenue publiquement le 24 Septembre 2012

Composition du jury

<i>Présidente :</i>	Véronique MICHAUD	<i>EPFL, STI SMX-GE- Lausanne</i>
<i>Rapporteurs :</i>	Christophe BINETRUY	<i>Ecole Centrale de Nantes, ECN - Nantes</i>
	Philippe OLIVIER	<i>IUT-GMP, Institut Clément Ader - Toulouse</i>
<i>Examineur :</i>	Emmanuel MARIN	<i>Univ. Jean Monnet, La HC - Saint-Étienne</i>
<i>Directeur de thèse :</i>	Sylvain DRAPIER	<i>ENSM-SE, Centre SMS - Saint-Étienne</i>
<i>Invité :</i>	Claude DAUPHIN	<i>Hexcel Composite - Dagneux</i>

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

K. Wolski Directeur de recherche
 S. Drapier, professeur
 F. Gruy, Maître de recherche
 B. Guy, Directeur de recherche
 D. Graillot, Directeur de recherche
 O. Roustant, Maître-assistant
 O. Boissier, Professeur
 J.C. Pinoli, Professeur
 A. Dolgui, Professeur
 Ph. Collot, Professeur

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

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	Fayol
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	Fayol
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	Fayol
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DEBAYLE	Johan	CR	Image, Vision, Signal	CIS
DELAFOSSÉ	David	PR1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	Fayol
DRAPIER	Sylvain	PR 1	Mécanique & Ingénierie	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Sciences de la terre	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	Fayol
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HAN	Woo-Suck	CR		SMS
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
ROUSTANT	Olivier	MA		Fayol
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	Fayol
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

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

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

Glossaire :

PR 0	Professeur classe exceptionnelle	Ing.	Ingénieur
PR 1	Professeur 1 ^{ère} classe	MCF	Maître de conférences
PR 2	Professeur 2 ^{ème} classe	MR(DR2)	Maître de recherche
PU	Professeur des Universités	CR	Chargé de recherche
MA(MDC)	Maître assistant	EC	Enseignant-chercheur
DR	Directeur de recherche	IGM	Ingénieur général des mines

Centres :

SMS	Sciences des Matériaux et des Structures
SPIN	Sciences des Processus Industriels et Naturels
FAYOL	Institut Henri Fayol
CMP	Centre de Microélectronique de Provence
CIS	Centre Ingénierie et Santé

En mémoire du professeur Alain Vautrin qui a initié et encadré ces travaux de thèse.

Remerciements

Cette thèse a été réalisée au sein du département Mécanique et Procédé d'élaboration (MPE) de l'école des Mines de Saint-Etienne. Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans le cadre du projet LCM Smart(FUI) piloté par l'entreprise Hexcel. Je souhaite remercier ici l'ensemble des personnes qui ont collaboré à mes côtés pour la réalisation de ce projet et qui ont contribué à faire de cette thèse une belle aventure humaine.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à Patrick Henrat (Hexcel Reinforcement) puis Franck Meissimilly (Hexcel Composite) chefs de projet LCM Smart et Alain Vautrin (ENSMSE) responsable scientifique du projet LCM Smart pour m'avoir accordé leur confiance pour la réalisation du projet LCM Smart.

Je tiens également à remercier Roland Fortunier puis David Delafosse chefs du centre SMS pour le soutien qu'ils m'ont accordés lors de la réalisation des modifications du laboratoire et de l'acquisition de nouveaux équipements.

Je remercie aussi Sylvain Drapier chef du département MPE pour m'avoir ouvert les portes de son département et pour m'avoir accordé les moyens de finaliser ma thèse dans les meilleurs conditions, ainsi que les équipes administratives et techniques de l'école des Mines pour leur aide dans la réhabilitation d'une partie du laboratoire MPE et la mise en place de nouveaux équipements.

Je tiens à remercier l'ensemble des partenaires industriels et académiques pour la qualité de nos échanges à travers notamment des réunions scientifiques, techniques et comités de pilotage. Nos nombreux échanges ont été pour moi une merveilleuse opportunité d'élever mon niveau de compétence dans des domaines très divers tant sur les connaissances scientifiques que sur les techniques nécessaires à la conception et à la mise en oeuvre des matériaux composites.

Je tiens à remercier Madame Véronique Michaud, professeur à l'école polytechnique fédérale de Laussane, qui m'a fait l'honneur d'accepter la présidence du jury de cette thèse.

Mes remerciements vont également aux membres du jury, en particulier Messieurs Christophe Binétruy, professeur à l'école centrale de Nantes, et Philippe Olivier, professeur à l'institut Clément Ader de Toulouse qui ont accepté de rapporter ce mémoire de Thèse.

Je remercie également Emmanuel Marin, Maître de conférence à l'université Jean Monnet de Saint-Etienne, et Claude Dauphin, Ingénieur à Hexcel Composite, pour avoir accepté de participer à mon jury.

Je tiens enfin à remercier l'ensemble des personnes qui m'ont accompagné lors de ces années de thèse. Les échanges avec les doctorants et Post doctorants de différentes nationalités ont été pour moi d'une très grande richesse et m'ont permis de découvrir d'autres horizons. Je leur souhaite à tous de continuer à aller au bout de leur ambition, et d'avoir plein de réussite dans leur vie professionnelle et personnelle.

« *Les hommes se plaisent à penser qu'ils peuvent se débrouiller seuls, mais l'homme, le vrai, sait que rien ne vaut le soutien et les encouragements d'une bonne équipe.* » [Tim Allen]

« *La vie est une aventure audacieuse ou elle n'est rien.* » [Helen Keller]

« *Protégez bien vos moments libres. Ce sont comme des diamants bruts. Mettez les de côté et leur valeur demeurera inconnue. Améliorez-les, et ils deviendront des bijoux étincelants dans une vie utile.* » [Ralph Waldo Emerson]

Résumé

Les matériaux composites (à matrice polymère) ont connu ces dernières années une forte croissance, croissance aujourd'hui renforcée par les nouvelles normes européenne visant à diminuer les émissions de CO_2 d'ici 2020. En effet, les matériaux composites apparaissent comme une solution pour l'allègement des structures dans le secteur des transports notamment (aéronautique et automobile). Néanmoins les coûts de conception et d'élaboration d'une pièce en matériaux composites sont encore un frein à leurs utilisation, en particulier dans le cadre de la réalisation de pièces complexes. La réalisation de ces pièces complexes, de par leurs géométries et/ou de leurs constituants (utilisation de différents matériaux) peut poser de nombreuses problématiques de fabrication comme la formation de zones sèches, ou la création de distorsions géométriques. Les origines de ces problématiques sont souvent liées à un manque de connaissance et de maîtrise des phases d'imprégnation des renforts et de cuisson du matériau.

L'amélioration de la robustesse des procédés nécessite donc d'avoir une connaissance fine des phénomènes physiques qui ont lieu lors de l'élaboration. Cela requiert la mise en place de systèmes d'instrumentation permettant de mesurer l'influence des paramètres procédés sur la qualité de la pièce finale en temps réel. Ces informations sont primordiales pour d'une part, contrôler le procédé en temps réel et d'autre part valider les modèles numériques. Cette démarche permettant à terme d'améliorer la fiabilité du procédé à travers notamment le choix des paramètres procédés (stratégie d'injection, cycle de cuisson etc.) minimisant les risques de rebut. Dans cette perspective, nous avons étudié les procédés d'élaboration de matériaux composites à travers la mise en place d'un démonstrateur de laboratoire dans le cadre du projet LCM Smart. Ce pilote d'injection a permis de valider des solutions d'instrumentation, à partir de capteurs innovants (OFS) développés en partenariat avec le laboratoire d'optique Hubert Curien (La HC). L'application de cette instrumentation dans le cadre du suivi du procédé RTM lors l'élaboration de pièces « simples » a démontré les capacités des OFS pour le suivi des caractéristiques physiques de la pièce (le front d'écoulement, la température, les déformations résiduelles et le degré de cuisson). La comparaison des caractéristiques mesurées avec des simulations numériques effectuées en collaboration avec ESI, a montré une bonne corrélation.

De plus, l'instrumentation a permis de mettre en évidence et de mesurer expérimentalement l'impact de l'interaction outil/pièce en particulier sur la formation de contraintes résiduelles lors du refroidissement de la pièce. Une solution d'outillage RTM en matériaux composites a été évaluée lors de cette thèse. Cet outillage a été réalisé à partir du matériau HexTool fourni par Hexcel. Une étude comparative sur des pièces de faible et forte épaisseur fabriquées avec un outillage en aluminium et composite a montré une réduction des contraintes résiduelles dans la pièce due à l'interaction outil/pièce avec un outillage composite. Néanmoins l'utilisation de ces outillages requiert d'être attentif aux propriétés thermiques lors de la conception de l'outillage, car c'est un élément primordial pour garantir des temps de cycle compatibles en milieu industriel.

Enfin les solutions développées dans le cadre de cette thèse ont été étendues pour la conception et la fabrication de deux démonstrateurs industriels développés par Isoire Aviation et SKF Aerospace dans le cadre du projet LCM Smart.

Mots-clés: Procédé d'élaboration composites, suivi des procédés, capteur à fibre optique (*OFS*), Resin Transfer Molding (*RTM*), moule composite.

Abstract

A significant growth in production and consumption of composite materials (polymer matrix) can be seen recently ; growth reinforced by the new European standards, aimed at reducing CO_2 emissions by the year 2020. Indeed, composites appear to be a solution for the structures mass reduction in transport and other sectors (aerospace and automotive). However the cost of designing and developing a part made from composite material is still an obstacle to use, particularly in the context of the complex parts production. The producing of these complex parts can cause many difficulties for manufacturing because of their geometries and / or their constituents (using of various materials). For example, the formation of dry zones or the creation of geometric distortion. The origins of these difficulties are often related to a lack of knowledge and control of the reinforcement's impregnation phases and material curing.

Improving the robustness of the processes thus demands a detailed knowledge of physical phenomena that occur during the producing. This requires the development of instrumentation systems to measure the influence of process parameters on the quality of the final part in real time. Such information is crucial to control the process in real time and also to validate the numerical models. It can ultimately improve the reliability of the process by minimizing the risks of scrap part, particularly through the choice of process parameters (injection strategy, curing cycle etc.). In this context, we studied the composite materials production through the implementation of a laboratory demonstrator in the project LCM Smart. This pilot injection was used to validate instrumentation solutions, from innovative sensors (OFS) developed in partnership with the optical laboratory Hubert Curien (la HC). The application of this instrumentation in the context of RTM process monitoring in the development of simple parts has demonstrated the capabilities of OFS for monitoring physical characteristics of the part (the flow front, temperature, residual strain and curing degree). The comparison of the measured characteristics with numerical simulations carried out in collaboration with ESI showed a good correlation.

Furthermore, instrumentation has allowed us to identify and measure experimentally the impact of the particular tool/part interaction on the formation of residual stresses during cooling of the part. A solution of composite RTM tooling was developed in collaboration with Hexcel. This tooling was made from the material HexTool provided by Hexcel. A comparative study of thick and thin parts with a tool made of aluminum and composite showed a reduction of residual stresses in the part due to the interaction tool/part with a composite tooling. Nevertheless the use of these tools requires to take account into the thermal properties in the tooling design, because it is a crucial element to ensure consistent cycle times in industry.

Finally the solutions developed in this thesis have been extended to the design and manufacturing of two industrial demonstrator developed by SKF Aerospace and Aviation Issoire in the project LCM Smart.

Keywords: Composites materials manufacturing, Monitoring process, Optical fiber sensor (*OFS*), Resin Transfer Molding (*RTM*), Composite Mold.

Liste des acronymes

<i>LCM</i>	Liquid Composite Molding
<i>RTM</i>	Resin Transfer Molding
<i>VARTM</i>	Vacuum Assisted Resin Transfer Molding
<i>RFI</i>	Resin Film Infusion
<i>LRI</i>	Liquid Resin Infusion
<i>CLPT</i>	Classical Laminate Plate Theory
<i>TC</i>	Micro thermocouple
<i>OFS</i>	Capteur à Fibre Optique
<i>OF</i>	Fibre optique
<i>FBG</i>	Fiber Bragg Grating

Table des matières

Table des figures	xvii
Liste des tableaux	xxiii
Introduction générale	1

Partie I Contexte de l'étude

Chapitre 1 Contexte et cadre industriel de l'étude	7
1.1 Le milieu aéronautique et ses enjeux	8
1.2 L'évolution du marché des matériaux composites en aéronautique	9
1.3 Matériaux composites structuraux	11
1.4 Les procédés d'élaborations	12
1.5 Vers une approche « scientifique » des procédés	16
1.6 Contexte et objectifs de la thèse	17

Chapitre 2 Les procédés d'élaboration composite LCM	21
2.1 Introduction	22
2.2 La préforme et ses caractéristiques	23
2.3 Les phénomènes mis en jeu lors du procédé RTM	25
2.4 Les problématiques industrielles et leurs origines	36
2.5 Conclusion	48
Chapitre 3 Définition d'un pilote d'injection de laboratoire	51
3.1 Introduction	52
3.2 Les équipements	52
3.3 Définitions des géométries de référence	55
3.4 Outillages RTM modulaires	61
3.5 Les matériaux	66

Partie II Développement de capteurs à fibre optique OFS pour le monitoring de procédé LCM et modélisation du procédé RTM

Chapitre 4 Développement des capteurs à fibre optique de cette étude	75
4.1 Introduction	76
4.2 Les capteurs à fibre optique	77
4.3 Description des capteurs de cette étude	81
4.4 Mesure simultanée de température et déformation	98
4.5 Intégration aux matériaux composites	106
4.6 Evaluation du champ de déformation 3D	113
Chapitre 5 Simulation numérique de l'élaboration d'une pièce composite	121
5.1 Introduction	122
5.2 La phase d'écoulement de la résine	122
5.3 La phase de cuisson de la pièce	128
5.4 Evaluation des contraintes résiduelles par la CLPT	133

Chapitre 6 Application à la cuisson d'une résine thermodurcissable	135
6.1 Introduction	136
6.2 Cuisson d'une résine thermodurcissable	136
6.3 Choix des dimensions de l'échantillon	136
6.4 Descriptif du protocole expérimental	138
6.5 Modèle éléments finis	139
6.6 Résultats	140
6.7 Conclusion	147

Partie III Applications de monitoring par OFS au procédé RTM

Chapitre 7 Cas de validation du pilote d'injection	151
7.1 Introduction	152
7.2 Définition du cas de validation	152
7.3 Comparaison des pièces avec la référence industrielle	154
7.4 Résultats expérimentaux	157
7.5 Comparaison avec les résultats numériques	165
7.6 Conclusion	172

Chapitre 8 Application à des pièces planes de faible, « forte » et avec un saut d'épaisseurs	173
8.1 Introduction	174
8.2 Cas d'un stratifié croisé équilibré	174
8.3 Cas des pièces de forte épaisseur	183
8.4 Cas d'une pièce avec variation d'épaisseur	188
8.5 Conclusion	192

Chapitre 9 Utilisation d'un moule RTM instrumenté	193
9.1 Introduction	194
9.2 Description des cas expérimentaux	195
9.3 Evaluation de l'instrumentation de l'outillage	196
9.4 Les cycles thermiques	202
9.5 L'interaction outil/pièce	210
9.6 Conclusion	217

Conclusion générale	219
Bibliographie	225
Annexe A Modèle thermomécanique	247
A.1 Analyse du champ de contrainte et de déformation dans le matériau à proximité du capteur	247
A.2 Contraintes et déformations engendrées par l'inclusion	249
A.3 Expression des déplacements et contraintes	252
A.4 Relation entre les déformations à l'infini et les déformations dans la fibre . .	254
Annexe B Modèle thermomécanique forme matricielle	257
B.1 Ecriture de la condition de continuité de déplacement au point A et B	257
B.2 Ecriture de l'équation de continuité des contraintes au point A et B	258
B.3 Résolution du système	260
Annexe C Modèle micro mécanique pli unidirectionnel	261
C.1 Les constantes de l'ingénieur	261
C.2 Les constantes thermiques	262
C.3 Les constantes « Shrinkage »	262
Annexe D Les propriétés matériaux	263
Annexe E Paramètres réaction chimique RTM6	267
E.1 Cinétique de réticulation	267
Annexe	247

Table des figures

1.1	Comparaison entre les propriétés spécifiques de différents matériaux composites et métalliques [133]	9
1.2	Evolution de la proportion en % de la part des matériaux composites utilisée en aéronautique [133]	10
1.3	Tronçon du fuselage du Boeing 787 <i>Dreamliner</i> [233]	10
1.4	Porte passagers de l'airbus A350 réalisée en RTM par Latecoere [85]	11
1.5	Schéma de principe du procédé RTM	13
1.6	Schéma de principe du procédé VARTM	14
1.7	Applications des procédés RTM et VARTM	15
2.1	Phénomènes mis en jeu lors du procédé RTM	22
2.2	Perméabilité plane en fonction du taux de fibre d'un tissu [4]	24
2.3	Perméabilités planes et transverse	25
2.4	Les principales phases du procédé RTM	26
2.5	Illustration du caractère multi-échelle d'un pli	27
2.6	Diagramme TTT d'un polymère [201]	29
2.7	Evolutions des propriétés physiques de la résine CYCOM 890RTM (époxy) lors d'un cycle de réticulation [125]	30
2.8	Exemple de formation de « zones sèches » [143]	38
2.9	Exemple du phénomène de race tracking [28]	38
2.10	Evolution du taux de vide avec le nombre capillaire Ca^* à gauche et avec la vitesse d'injection à droite [134, 145]	40
2.11	Défauts dimensionnels lors de l'assemblage du fuselage du Boeing Dreamliner 787 [78]	41
2.12	Variation du volume spécifique d'une résine lors d'un cycle de réticulation	42
2.13	Fissuration de la matrice lors de l'élaboration d'une pièce épaisse [220]	43

2.14	Courbure lors de l'élaboration d'un panneau [0 ₂ , 90 ₂]	44
2.15	Exemple d'application de la CLPT : champ de déformation en fin de refroidissement ($\Delta T = -160^{\circ}\text{C}$)	45
2.16	Description de l'interaction outil/pièce	45
2.17	Conditions à l'interface outil/pièce [254]	47
3.1	Les équipements du démonstrateur de laboratoire	52
3.2	Schéma de principe de l'unité d'injection	53
3.3	Schéma de principe de la presse à plateau chauffant	54
3.4	Pièces des démonstrateurs industriels	55
3.5	Vue 3D de la pièce : plaque plane 350 x 330 mm ²	56
3.6	Vue 3D de la pièce : plaque avec saut d'épaisseur 350 x 330 mm ²	59
3.7	Outillage RTM en aluminium	61
3.8	Vue 3D du cadre et de l'insert : plaque avec saut d'épaisseur	62
3.9	Outillage RTM en composite	62
3.10	Solution d'insertion de capteur dans la préforme	64
3.11	Solution d'insertion de capteur dans l'outillage	65
3.12	Fibre de renfort utilisées pour le matériaux HexTool	69
3.13	Exemple d'outillage HexTool pour la fabrication d'une porte d'avion	71
4.1	Concept d'un avion équipé d'un système de capteur intelligent à des endroits stratégiques	76
4.2	Représentation d'une fibre optique monomode (en haut), multimode (en bas)	78
4.3	Potentiel des OFS pour le suivi des paramètres procédés	79
4.4	Exploitation des grandeurs physiques d'un capteur en bout de fibre	81
4.5	Schéma de principe d'un capteur en bout de fibre	81
4.6	Montage utilisée pour la détection et le suivi de réticulation de la résine	82
4.7	Réflexion en bout de fibre optique	83
4.8	Détection de présence de résine [261]	84
4.9	Calibration du capteur de Fresnel pour la résine RTM6	87
4.10	Schéma d'un capteur à réseau de Bragg (FBG)	88
4.11	Profil d'indice de réfraction d'un FBG	89
4.12	Fabrication d'un FBG sur le principe d'insolation aux UVs	90
4.13	Description des repères liées à la fibre optique	90
4.14	Illustration du phénomène de biréfringence	94
4.15	Effet d'un chargement diamétral sur la réponse d'un FBG [81]	94
4.16	Effet d'un gradient de déformation sur la réponse d'un FBG (PLP09P)	96
4.17	Principe du dispositif d'interrogation des FBG	97
4.18	Dispositif d'interrogation des FBGs (Ref. Micron Optic SM125)	97
4.19	Intrusivité d'un thermocouple dans un matériau composite [53]	99

4.20	Dual Bragg grating method	99
4.21	Evolution du coefficient thermo-optique avec la longueur d'onde [80]	101
4.22	Calibration des réseaux (exploitation du coefficient thermo-optique)	102
4.23	Calibration des réseaux (FBG Type I, IA et IIA)	104
4.24	Essai de découplage Schéma FBG Type IA - Type IIA	105
4.25	Exemple d'entrée et sortie de la fibre optique dans une pièce composite	107
4.26	Intégration de capteur pour le démonstrateur industriel SKF Aerospace	108
4.27	Intrusivité d'un OFS dans un matériau composite [255]	108
4.28	Influence de l'inclinaison de la fibre optique sur les zones riches en résine [53]	109
4.29	Cisaillement à l'Interface fibre optique [279]	110
4.30	Evolution de la contrainte radiale induite par un OFS inséré dans un matériau composite lors d'un refroidissement	112
4.31	Approche directe pour la détermination du champ de déformation	113
4.32	Description des repères liées à la fibre optique	114
4.33	Ecriture des champs aux bornes de l'inclusion	116
5.1	Modélisation des phases du procédé RTM	122
5.2	Evolutions de la viscosité de la résine RTM6 [Données ESI]	124
5.3	Modèle géométrique de l'injection frontale	126
5.4	Modèle géométrique de l'injection périphérique	127
5.5	Modèle de Kelvin Voigt	129
5.6	Modélisation de l'évolution du module du matériau	130
5.7	Modèle thermo-cinétique 2D	131
5.8	Calcul des déformations résiduelles par la CLPT	133
6.1	Déformation dans l'axe de la fibre en fonction du rapport entre le rayon de l'échantillon de résine b et le rayon de la fibre a [264]	137
6.2	Champ de contrainte dans l'échantillon ($r =$ rayon de la fibre)	138
6.3	Dispositif expérimentale : cuisson d'une résine thermodurcissable	139
6.4	Schéma du modèle thermo-chimique axisymétrique	140
6.5	Echantillons de résine instrumentés	140
6.6	Résultats cuisson d'une résine thermodurcissable	142
6.7	Mesure de déformation interne au cours de la réticulation de la résine RTM6	144
6.8	Evolution des déformations internes avec la température au cours de la réticulation de la résine RTM6	144
6.9	Résultats simulation numérique de la cuisson d'une résine thermodurcissable	146
7.1	Modèle géométrique cas de validation : injection périphérique	153
7.2	Cycle thermique appliqué sur les moules	154
7.3	Schéma d'implantation des capteurs pour le cas de validation du pilote d'injection à mi épaisseur de la préforme	155

7.4	Cartographies C-Scan	156
7.5	Cycle d'injection	157
7.6	Signal OFS en bout de fibre optique : Cas de validation	158
7.7	Insertion et réponse du FBG pour le cas de validation [0] ₇	160
7.8	Mesure de déformation In Situ sous hypothèse uniaxiale pour le cas de validation	161
7.9	Evolution de la déformation In Situ sur la phase de refroidissement pour le cas de validation	162
7.10	Evolution de la déformation In Situ obtenue avec le FBG classique sur la phase de refroidissement	163
7.11	Schématisation du champ de déformation en fin de refroidissement : cas de validation	164
7.12	Simulation numérique de la phase de remplissage Tissu G0986	166
7.13	Modélisation numérique, évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce	168
7.14	Evolution des déformations au centre de la pièce lors de la cuisson de la pièce (simulation numérique)	169
7.15	Comparaison de l'évolution de la déformation dans la direction des fibres obtenue par la simulation numérique et la mesure par FBG	171
8.1	Schéma d'implantation des capteurs pour le stratifié croisé (PLP05F)	175
8.2	Simulation numérique de l'évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce (PLP05F)	176
8.3	Evolution de la température et des déformations internes au cours de l'élaboration du stratifié croisé (PLP05F)	176
8.4	Comparaison de l'évolution du degré de cuisson Exp./Num. au cours de la cuisson du stratifié croisé (PLP05F)	177
8.5	Evolution des paramètres physiques au coeur de la pièce obtenus par OFS lors du palier de cuisson (PLP05F)	179
8.6	Dédoublément du spectre réfléchi par le FBG lors de l'élaboration du stratifié croisé PLP05F	180
8.7	Evaluation du champ de déformation en fin de refroidissement pour le stratifié croisé	181
8.8	Représentation schématique d'une fibre insérée à l'interface de deux plis	181
8.9	Suivi de déformation par FBG encapsulé lors d'un cycle de post-cuisson sur un stratifié croisé	182
8.10	Schéma d'implantation des capteurs pour la pièce « forte » épaisseur (PLP03F) .	184
8.11	Simulation numérique de l'évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce (PLP03F)	185
8.12	Evolution de la température et des déformations internes au cours de l'élaboration de la pièce épaisse (PLP03F)	185
8.13	Dédoublément du spectre réfléchi par le FBG lors de la phase de refroidissement de la pièce de « forte » épaisseur PLP03F	187

8.14	Schéma descriptif (a) de l'injection et (b) de l'instrumentation (PLV01F)	188
8.15	Modélisation de la zone d'arrêt de plis avec en bleu la perméabilité du renfort et en vert des zones de perméabilité 10x plus élevée	189
8.16	Simulation de l'écoulement dans la zone d'arrêt de plis réalisée par ESI sous Pam RTM, a) sans prise en compte des arrêts de plis, b) avec modélisation des canaux préférentiels	189
8.17	Mesure de la pression d'injection et détection du front par OFS (1=avant saut de pli, 2=après saut de pli et 3=en bout d'épaisseur 4 mm) lors de l'élaboration de la pièce avec saut d'épaisseur (PLV01F)	191
8.18	Simulation numérique sous Pam RTM de l'injection de la pièce avec saut d'épaisseur (PLV01F)	191
9.1	CTE de différents matériaux utilisés pour les outillages [170]	194
9.2	Schéma de l'instrumentation de la pièce d'épaisseur constante 2mm PLP15F,PLP16F	195
9.3	Courbure d'une pièce d'épaisseur 2mm avec un drapage asymétrique PLP17F	196
9.4	Démonstrateur HexTool : insertion de fibre optique en surface	197
9.5	Comparaison des déformations du moule avec les déformations mesurées dans la préforme [PLP16F]	198
9.6	Comparaison des réponses des FBGs insérés dans la préforme avec celles issues des capteurs de Fresnel lors de la phase d'injection PLP15F	199
9.7	Comparaison des réponses des FBGs insérés dans le moule avec celles issues des capteurs de Fresnel lors de la phase d'injection [PLP16F]	201
9.8	Schéma d'implantation des capteurs de température en surface du moule pour la caractérisation du comportement thermique	203
9.9	Cycle thermique RTM avec un outillage en Aluminium	204
9.10	Cycle thermique RTM avec un outillage en HexTool	206
9.11	Modèle géométrique d'un outillage avec une enveloppe métallique (demi partie supérieure)	207
9.12	Simulation numérique du cycle thermique RTM avec un outillage en HexTool amélioré	209
9.13	Mesures des déformations internes lors du procédé RTM	212
9.14	Suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage Aluminium	213
9.15	Suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage HexTool	213
9.16	Schéma étude thermo mécanique d'une pièce avec un drapage asymétrique [251]	214
9.17	Comparatif du suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage aluminium et HexTool	218
18	Les innovations développées dans le projet LCM Smart	220

Table des figures

A.1	Distribution du champ de déformation et de température aux alentours d'une fibre optique insérée dans un matériau composite	247
A.2	Continuité des champs de déplacements et de contraintes à l'interface fibre optique/matériau	253

Liste des tableaux

2.1	Principaux défauts et leurs origines	49
3.1	Principales caractéristiques de l'unité d'injection	53
3.2	Principales caractéristiques presse à plateaux chauffants	54
3.3	Drapages géométrie de référence	58
3.4	Plan de drapage pièce avec variation d'épaisseur	60
3.5	Propriétés RTM6 à l'état vitreux	66
3.6	Propriétés RTM6 à l'état caoutchoutique	66
3.7	Propriétés des fibres de renfort 48580	67
3.8	Propriétés des fibres de renfort 48400	67
3.9	Propriétés thermiques et mécaniques de l'HexTool M61 à l'état « cuit »	70
4.1	Les principales caractéristiques des fibres optiques en silice.	78
4.2	Spécifications des OFS de notre étude	80
4.3	Evaluation des schémas dual grating	103
4.4	Coefficient de transfert de charge suivant le type de revêtement	110
7.1	Paramètres procédés opérateur : cas de validation	157
7.2	Détection de résine par OFS sur le principe de Fresnel : cas de validation	158
7.3	Evaluation du champ de déformation résiduelle dans la phase de refroidissement de la pièce [PLP04F] ([0] ₇)	164
7.4	Comparaison des temps de passage de la résine avec PAM RTM : cas de validation	165
7.5	Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement ($T_{ref} = 80^{\circ}\text{C}$)	171
8.1	Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement pour un stratifié croisé ($\Delta T = -128^{\circ}\text{C}$)	181
8.2	Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement pour une pièce « forte » épaisseur PLP03F ($\Delta T = -150^{\circ}\text{C}$)	187

8.3	Comparaison des temps de passage de la résine avec Pam RTM : cas avec saut d'épaisseur	190
9.1	Temps de passage de la résine cas PLP15F	200
9.2	Constantes de temps pour un outillage en HexTool avec et sans Enveloppe	208
9.3	Comparaison des déformations résiduelles pour des pièces de faible épaisseurs fabriqués avec un moule aluminium et composite	211
9.4	Grandeurs physiques en fin de refroidissement d'un panneau asymétrique données par la CLPT ($\Delta(T)=-160^{\circ}\text{C}$)	215
9.5	Résultats panneau avec drapage Asymétrique $[0_2/90_2]$	216
D.1	Propriétés pli 48580 Tvf 58%	263
D.2	Propriétés pli 48580 Tvf 62%	264
D.3	Propriétés pli 48580 Tvf 64%	265
D.4	Propriétés pli 48400 Tvf 59%	266
D.5	Propriétés thermiques du stratifié	266
E.1	Paramètres évolutions de Tg pour la résine RTM6	267
E.2	Propriétés cinétique RTM6 cycle de cuisson	268

Introduction générale

Les applications utilisant des matériaux composites hautes performances sont en pleine expansion, en particulier, dans les structures aéronautiques. En effet, les industriels ont réussi à exploiter, en partie, les avantages de ces matériaux notamment leurs propriétés spécifiques élevées comparées à des solutions métalliques qui permettent d'apporter des allègements de structure. On retrouve d'autres avantages à ces structures composites, tels que leur bonne résistance à la fatigue et à la corrosion. Ces avantages ont largement contribué au développement de nombreuses applications dans le domaine des transports. Néanmoins, le coût des matières premières et de développement des pièces composites limitent encore leur usage à des applications de pointe.

Actuellement, l'accroissement du marché aéronautique continue à dynamiser le secteur des matériaux composites hautes performances, mais implique de nouveaux challenges à relever. Les récents programmes de Airbus et Boeing montrent une augmentation significative du pourcentage de matériaux composites. Cette augmentation passe notamment par la réalisation de pièces de plus en plus complexes. Complexité qui s'exprime tant par la géométrie et les dimensions de la structure, que par le type de constituants utilisés. Ainsi la réalisation de ces pièces requiert une démarche de conception rigoureuse, prenant en compte les contraintes liées au procédé d'élaboration. D'autant plus que le développement et la réalisation des outils de production d'une nouvelle pièce composite représentent une part importante du coût totale de la pièce. Par conséquent, il est primordial de maîtriser le procédé d'élaboration, afin que le coût de fabrication d'une pièce composite soit compétitif par rapport à d'autres solutions, en particulier métalliques. La maîtrise du procédé d'élaboration passe par un bon choix des paramètres d'entrée du procédé (cycle thermique, stratégie d'injection, pression, débit etc...). En effet, la performance et les qualités d'une pièce composite à matrice thermodurcissable sont fortement dépendantes du cycle du procédé, en particulier du cycle thermique. Or, il est souvent difficile de prédire et maîtriser les paramètres du procédé, car celui-ci met en jeu simultanément des phénomènes chimiques et physiques tels que les transferts de chaleur, la rhéologie de l'écoulement de la résine dans un milieu poreux et la polymérisation de la résine. De plus, la détermination des caractéristiques des constituants et de la pièce est rendue difficile par de nombreuses sources d'incertitudes dont celles

engendrées par des étapes manuelles. Ce sont des éléments qui limitent la fiabilité du procédé.

De par ces difficultés, les industriels ont aujourd'hui souvent recours à des approches empiriques pour développer des nouvelles structures en matériaux composites. Ces approches sont basées sur la réalisation de nombreux essais qui augmentent le coût de fabrication des pièces et qui ont le désavantage de n'apporter aucune information directe de la sensibilité des paramètres procédé sur la qualité de la pièce finale. Ainsi à chaque nouveau programme il est nécessaire de reproduire toute la démarche de validation.

Dans cette thèse, on se propose d'apporter une vision plus amont du procédé, à travers l'instrumentation et la simulation. Cette démarche doit permettre aux industriels d'avoir une meilleure connaissance des phénomènes qui sont mis en jeu lors du procédé, et ainsi d'améliorer leurs démarches de conception.

En effet, l'instrumentation des procédés a un rôle clef dans un développement d'une nouvelle pièce, car elle permet non seulement d'acquérir des informations sur l'évolution des paramètres procédés, mais aussi de connaître l'influence de ces paramètres sur la qualité de la pièce produite. Ces informations mesurées en temps réel sont une source de données pour de nombreuses entreprises. Elles peuvent permettre de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu lors de l'élaboration, en comparant les données expérimentales aux modèles numériques actuels et/ou de caractériser des paramètres procédés en cycle de production. Cette démarche permet donc à court terme d'avoir une meilleure connaissance, et de développer des outils permettant aux industriels d'améliorer et faciliter le processus de développement de pièces complexes. A moyen terme, l'instrumentation est aussi une première étape vers le développement de nouveaux procédés dit « SMART », équipés d'un système de pilotage automatique permettant d'adapter les paramètres procédés en cours d'élaboration, afin de garantir la qualité de la pièce finale.

A ce titre, cette thèse s'inscrit dans un projet national (LCM Smart) constitué par des acteurs de premier rang dans le secteur aéronautique, mais aussi des laboratoires de recherche travaillant sur des problématiques liées aux matériaux composites. Cette collaboration avec les partenaires a suscité un échange scientifique et technique, qui a permis de développer des solutions techniques visant à améliorer les procédés d'élaboration.

Dans cette étude, nous avons travaillé sur l'instrumentation du procédé d'injection RTM, dans le but d'étudier des problématiques liées à l'élaboration de pièces complexes en matériaux composites. Une attention toute particulière a été portée sur la définition d'une méthodologie permettant d'instrumenter ce procédé dans des conditions quasi industrielles, en vue de sa mise en place pour des applications industrielles. Cette méthodologie comprend notamment la définition de capteurs permettant de suivre des paramètres clefs lors de l'élaboration, mais aussi des solutions et outils indispensables pour respectivement l'insertion des capteurs et l'interprétation des données issues de ceux-ci. Des applications de cette instrumentation ont été proposées sur différents types de pièces, permettant d'étudier des problématiques couramment rencontrées par les industriels, dont la réalisation de pièces épaisses et avec variation d'épaisseur.

Une très large partie de cette thèse a été consacrée à la définition et à la mise en place d'un démonstrateur de laboratoire (pilote d'injection instrumenté), en collaboration avec les partenaires du projet LCM Smart. La collaboration avec Hexcel, Isoire Aviation, Skf Aerospace et Isojet, nous a permis d'acquérir le savoir-faire indispensable à la fabrication de pièces composites de hautes performances. Ce démonstrateur est un procédé pilote permettant de réaliser des pièces de référence (géométrie simplifiée), tout en maîtrisant l'ensemble de la chaîne des paramètres procédés. A cet effet, le procédé a été équipé de plusieurs types de capteurs, dont des capteurs à fibre optique (OFS), pour suivre simultanément les paramètres procédés et les paramètres physiques de la pièce.

La coopération avec le laboratoire Hubert Curien (UMR CNRS 5516) a permis de développer des capteurs à fibre optique avec des caractéristiques spécifiques adaptées aux applications composites. Un capteur en bout de fibre optique a été utilisé pour la détection de résine et le suivi du degré de réticulation de la résine. La technologie des capteurs à réseau de Bragg (FBG) a été employée pour le suivi de température et de déformation de la pièce. Le découplage température déformation a fait l'objet d'une étude en vue de réaliser des mesures distribuées, tout en minimisant l'intrusivité du capteur au sein du matériau. De plus, nous avons apporté des solutions sur l'insertion et le positionnement de ces capteurs, afin d'une part, de résister au milieu hostile lié au procédé RTM, mais aussi de garantir les spécifications du procédé, notamment les pressions de compaction et niveaux de vides.

Les simulations des phases principales du procédé RTM ont été réalisées, à partir des modèles couramment utilisés dans le cadre des procédés LCM. Une approche 2D a été mise en place sur la base d'un modèle thermo-chimique pour la simulation de la phase de cuisson de la pièce, et du logiciel industriel PAM-RTM (commercialisé par ESI) pour la simulation de l'écoulement. Ces résultats ont été complétés par une approche 3D du procédé RTM réalisée par la société ESI. Ces modèles ont été appliqués aux différentes pièces définies pour le démonstrateur de laboratoire. Les résultats issus des simulations ont été comparés aux données expérimentales, afin de valider à la fois les modèles et la méthodologie d'instrumentation sur des cas simplifiés.

La faisabilité d'un outillage RTM en matériaux composite a été évaluée par l'intermédiaire d'un premier prototype. Ce prototype a été réalisé en collaboration avec la société Hexcel (fournisseur du matériau HexTool), et le laboratoire LaMI (FR TIMS/CNRS 2856) spécialisé sur les problématiques d'usinage. L'outillage a été équipé d'une instrumentation à coeur de moule, en vue d'un suivi du procédé sans aucune perturbation dans la pièce. L'instrumentation a permis notamment d'évaluer l'influence de l'outillage (interaction outil/pièce) sur la qualité de la pièce finale, en comparaison avec un outillage aluminium.

Enfin, la capitalisation de l'expérience acquise sur ce démonstrateur de laboratoire a permis de développer et d'évaluer des solutions pour la mise en place d'une instrumentation maîtrisée en milieu industriel. Le concept d'un outillage « SMART » a été testé avec une instrumentation intégrée au moule composite. Ce concept a démontré un potentiel pour le suivi du procédé RTM, tout en n'ayant aucune perturbation à l'intérieur de la pièce. Ce concept de moule innovant a été

étendu à deux applications industrielles par Isoire Aviation et SKF Aerospace, pour l'élaboration de deux pièces composites dédiées au secteur aéronautique.

Première partie

Contexte de l'étude

Contexte et cadre industriel de l'étude

Sommaire

1.1	Le milieu aéronautique et ses enjeux	8
1.2	L'évolution du marché des matériaux composites en aéronautique	9
1.3	Matériaux composites structuraux	11
1.4	Les procédés d'élaborations	12
1.4.1	Le procédé Resin Transfer Moulding (RTM)	12
1.4.2	Une variante du procédé RTM : le RTM Light	13
1.4.3	Applications RTM	14
1.5	Vers une approche « scientifique » des procédés	16
1.6	Contexte et objectifs de la thèse	17
1.6.1	Le projet LCM Smart	17
1.6.2	Objectifs	18
1.6.3	Plan de la thèse	19

1.1 Le milieu aéronautique et ses enjeux

Historiquement, l'aéronautique est un secteur qui a toujours été propice à l'utilisation et au développement des technologies de pointe. En effet, la conception de nouvelles structures aéronautiques avec des matériaux innovants, l'amélioration des outils de navigation et l'utilisation de moteurs toujours plus efficaces a fortement contribué à l'accroissement du marché aérien. Ces innovations ont permis non seulement d'améliorer la sécurité de ce moyen de transport, mais aussi de le rendre très compétitif face aux autres moyens de transport.

Cette démarche d'évolution n'en est qu'à ses débuts, car les prévisions de trafic aérien annoncent une multiplication par 10 du nombre de passagers d'ici 2020. Cette évolution s'accompagne d'une forte volonté de rendre les futurs avions encore plus efficaces, en particulier en réduisant la consommation en carburant. Cette démarche est renforcée par une charte européenne qui impose une réduction de 50% des émissions de gaz à effet de serre (CO_2) d'ici 2020. Autant dire que la course à la réduction de la masse des aérostructures que se livre les deux constructeurs Airbus et Boeing, n'en est qu'à ses débuts.

1.2 L'évolution du marché des matériaux composites en aéronautique

Durant ces 40 dernières années les applications composites se sont considérablement développées, particulièrement dans les domaines de hautes technologies telles que l'aéronautique et le spatial. L'utilisation de matériaux innovants tels que les matériaux composites a permis non seulement de réduire la masse des aérostructures mais aussi de diminuer les coûts de maintenance. Leurs résistances à la corrosion, aux dommages et la possibilité de les réparer au cours de la durée de vie de la structure ont contribué à la diminution de ces coûts. A ce jour, les matériaux composites deviennent prépondérants car ils offrent d'excellentes propriétés spécifiques, à savoir, les performances mécaniques du matériau ramenées à sa densité massique (figure 1.1). Ces propriétés sont notamment exploitées pour alléger les structures. A titre d'exemple, pour l'A380 les gains de masses peuvent représenter jusqu'à 20% de la masse totale. Cela permet une économie de 17% de la consommation en carburant de cet avion.

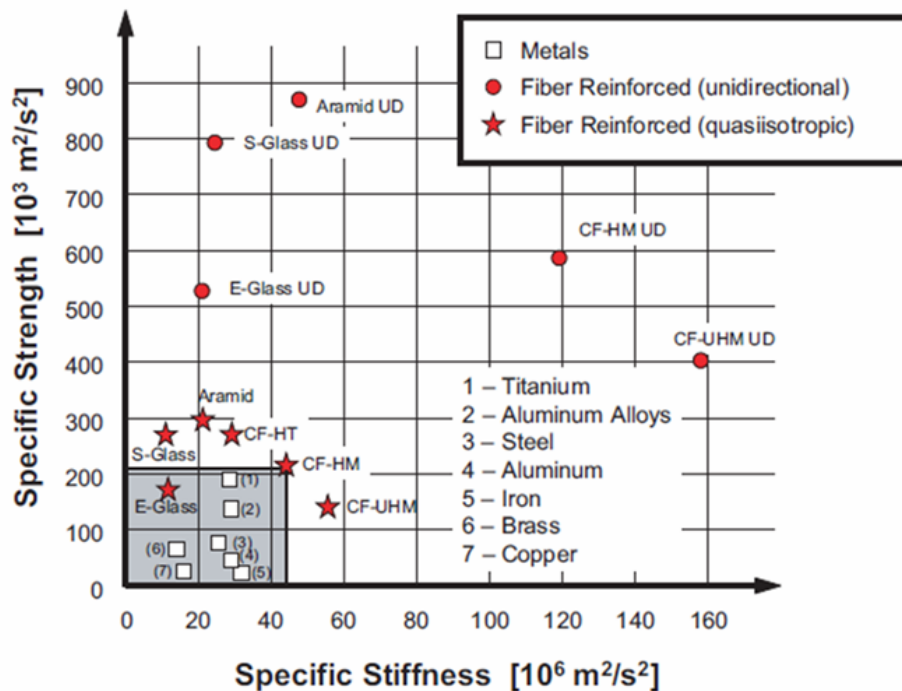


Figure 1.1 – Comparaison entre les propriétés spécifiques de différents matériaux composites et métalliques [133]

En 20 ans, la part de matériaux composites utilisés sur un avion est passée de 10% sur un Airbus A320 à près de 50% sur le futur A350 (figure 1.2). Cette évolution s'est accompagnée d'un fort développement sur le type de pièces fabriquées. Il ne s'agit plus de fabriquer seulement des pièces du fuselage, mais aussi des pièces de structures avec des niveaux de sollicitation élevés.

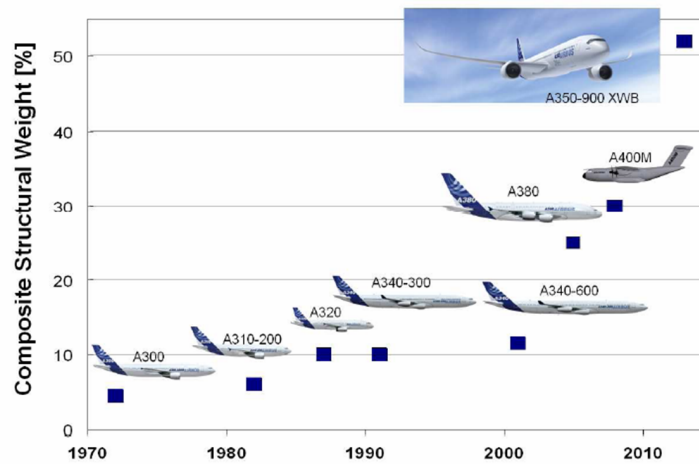


Figure 1.2 – Evolution de la proportion en % de la part des matériaux composites utilisée en aéronautique [133]

Par conséquent, les ingénieurs s'orientent de plus en plus vers la conception de structures complexes, par leurs géométries, et par l'utilisation de différents types de matériaux. Pour être plus compétitif face aux solutions métalliques, ces pièces incluent tout ou partie des fonctions finales de la pièces. Elle peuvent inclure par exemple les raidisseurs de la structure comme pour la réalisation du fuselage du Boeing 787 Dreamliner (figure 1.3), ou le système de fixation pour les portes passagers de l'airbus A350 (figure 1.4).



Figure 1.3 – Tronçon du fuselage du Boeing 787 *Dreamliner* [233]

Néanmoins les récents progrès sur les matériaux composites et les procédés d'élaboration ne limitent plus leurs utilisations à des domaines de hautes technologies, mais permettent d'envisager leurs utilisation dans des applications de la vie courante telles que l'automobile.



Figure 1.4 – Porte passagERS de l’airbus A350 réalisée en RTM par Latecoere [85]

1.3 Matériaux composites structuraux

Pour assurer de très bonnes propriétés spécifiques à ses structures, l’aéronautique utilise des matériaux composites renforcés par des fibres longues. On retrouve principalement des matériaux à base de fibre de carbone et résine époxy. Ainsi il est possible d’obtenir d’excellentes propriétés mécaniques dans la direction des fibres.

Les concepteurs de structures composites privilégient généralement des drapages quasi-isotropes qui ont l’avantage de donner à la structure des propriétés quasi isotropes dans le plan, équivalentes à celles d’un matériau métallique. On parle de solution « Black Aluminium ». Néanmoins cette stratégie de conception, se basant sur les matériaux métalliques ne permet pas de tirer tout l’avantage d’un matériau composite. En effet, pour exploiter au mieux ces matériaux il est nécessaire d’exploiter l’anisotropie du matériau pour renforcer la structure dans les directions où celle-ci va être sollicitée mécaniquement.

De plus, à la différence des matériaux métalliques, les propriétés mécaniques du matériau sont en partie fixées lors du procédé d’élaboration. Par conséquent, les concepteurs de structures composites doivent intégrer à la fois les propriétés des constituants, ainsi que les conditions d’élaboration afin d’assurer les performances mécaniques de la structure finale. Le procédé joue donc un rôle clef dans la détermination des performances mécaniques de la pièce finale.

1.4 Les procédés d'élaborations

Les procédés d'élaboration de matériaux composites sont très importants car c'est lors de l'élaboration que l'on va donner à la pièce ses propriétés finales. L'objectif du procédé est de donner et de figer l'orientation des renforts dans la ou les directions désirées.

On retrouve généralement deux étapes importantes qui sont l'imprégnation du réseau des fibres de renfort par la résine, puis la consolidation de la pièce à travers un cycle de réticulation. On parle plus couramment, de cycle de « cuisson ». Pour réussir à donner les bonnes propriétés à la pièce il est nécessaires de maîtriser l'ensemble des paramètres procédés. A titre d'exemple on pourra parler de cycle d'injection (pression, débit d'injection) et de cycle de cuisson (température de palier, vitesse de chauffe).

Durant ces dernières années de nombreuses techniques ont été développées. On peut, toutefois, distinguer les procédés par deux méthodes.

La méthode par voie « sèche » consiste à mettre en forme des renforts pré imprégnés avec une résine thermodurcissable ou thermoplastique. On dispose alors d'un semi-produit. La réalisation se déroule en deux étapes :

- la fabrication et le stockage du semi-produit ;
- la mise en forme et la polymérisation du semi-produit.

La méthode par voie « humide » consiste à imprégner les renforts, au cours du processus de fabrication du produit. Ainsi le produit et le matériau composite sont réalisés simultanément.

On se limite ici à la présentation du procédé RTM et à l'une de ses variantes, qui sont couramment utilisés en industrie pour l'injection de pièces complexes.

1.4.1 Le procédé Resin Transfer Moulding (RTM)

Les fibres de renfort sont placées dans un moule fermé avec l'orientation désirée pour constituer la préforme de la pièce. Cette préforme peut aussi être réalisée à l'extérieur du moule. Lors de cette première phase, on va donner à la préforme la géométrie de la pièce ainsi que le taux volumique de fibre désiré (T_{vf}). La résine est ensuite injectée dans le moule par l'intermédiaire d'une pompe basse pression (figure 1.5). La cuisson de la résine se fait par chauffage contrôlé du moule. La durée de polymérisation varie de quelques minutes à quelques heures selon le type de résine et la géométrie de la pièce. Pour améliorer la qualité de la pièce on peut réaliser une dépression en sortie de moule. Cela permet de réduire le taux de porosité de la pièce produite. Ce procédé permet d'élaborer une grande gamme de pièces composites avec de très bonnes caractéristiques mécaniques (on peut atteindre des T_{vf} allant jusqu'à 60%) et un bon état de surface finale. Il permet aussi de réaliser des pièces avec différentes architectures de renforts, dont des préformes 3D. De plus, il est déjà possible d'automatiser une partie des étapes de fabrication tel que le drapage et le préformage de la préforme, ce qui permet de réduire le coût de production d'une pièce.

Malgré l'ensemble de ces avantages, ce procédé n'est pas encore exploité au maximum de ses capacités, car il requiert une phase de développement assez longue pour mettre au point les

paramètres procédés. Pour autant, c'est un procédé très prometteur pour la réalisation de pièces complexes en petite et moyenne série.

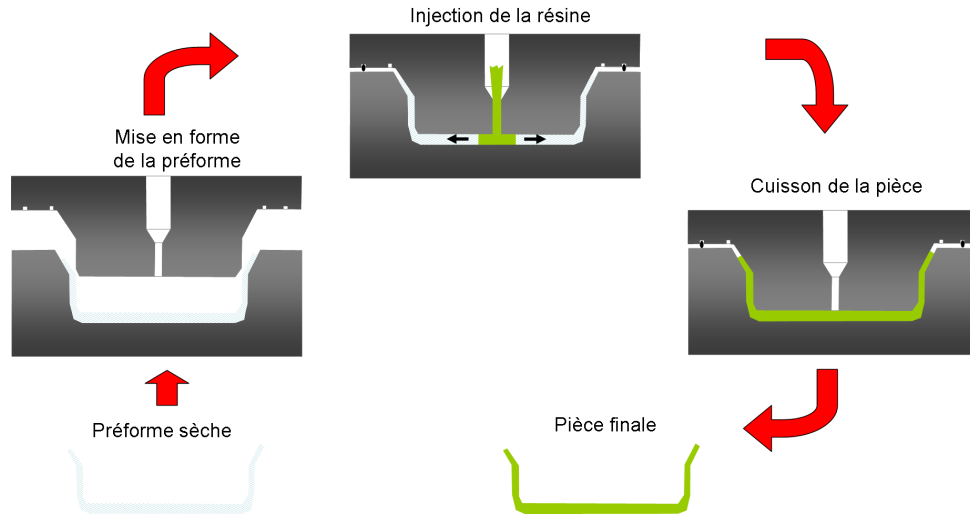


Figure 1.5 – Schéma de principe du procédé RTM

1.4.2 Une variante du procédé RTM : le RTM Light

Le procédé RTM Light aussi appelé Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding (VARTM) est particulièrement adapté pour des applications de petite et moyenne série. Ce procédé est similaire au procédé RTM, excepté qu'en plus de l'injection de résine, on va préalablement faire le vide dans la cavité de moule, de sorte à créer une aspiration de la résine (figure 1.6). Contrairement au procédé RTM, celui-ci nécessite simplement un demi moule, le moule supérieur étant semi-rigide ou une bâche flexible. La résine passe à travers la préforme sous l'effet d'une dépression créée dans la cavité. L'écoulement de la résine ne peut pas être accéléré au-delà de la pression appliquée sur la bâche (généralement la pression atmosphérique). La pression d'injection est typiquement limitée à 1 bar. L'injection se faisant à basse pression, on rajoute un drainant sous la bâche, pour faciliter l'imprégnation de la préforme.

Ce procédé a l'avantage de permettre une réduction de coût, du fait de l'utilisation d'un seul demi-moule rigide. Cependant les cadences de production sont plus faibles qu'avec un procédé RTM, et l'état de surface côté bâche à vide n'est pas très bon. De plus l'utilisation d'une bâche à vide limite l'utilisation de ce procédé à des applications avec des géométries simples.

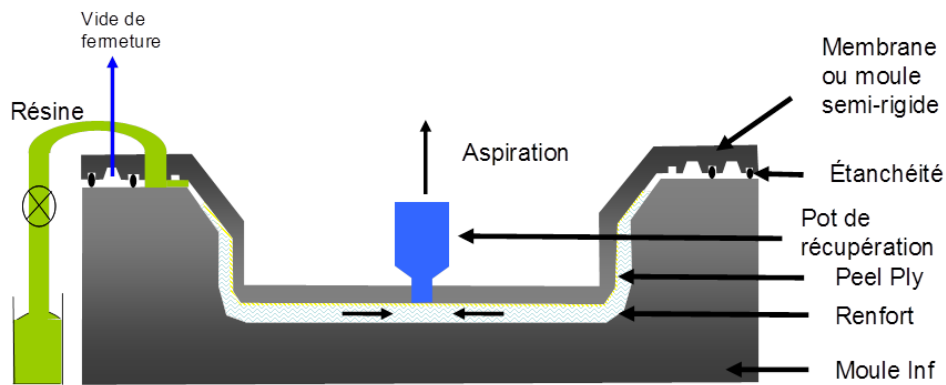


Figure 1.6 – Schéma de principe du procédé VARTM

1.4.3 Applications RTM

Parmi les nombreuses utilisations de ce procédé (figure 1.7(b)), on peut citer la réalisation du fuselage d'un hélicoptère de l'armée (NH90). C'est une pièce de grande dimension incluant les raidisseurs à la structure. La pièce est réalisée en une seule phase par le procédé VARTM.

Un autre type de pièce qui a mis en évidence un saut technologique dans le milieu des composites, est la réalisation des hélices de moteur par le groupe Safran (figure 1.7(c)). Cette pièce a été réalisée grâce à une préforme en 3D, injectée entre deux moules rigides. Le procédé RTM a permis non seulement d'injecter ce type de pièce mais en plus a permis d'envisager l'industrialisation de ce type de pièce.

Cet engouement pour le procédé RTM a été confirmé par l'ambitieux programme de Boeing, qui a réalisé une partie du train d'atterrissage du Boeing 787 en matériaux composites. Il s'agit de pièces de structures primaires, appelées contres fiche, qui permettent de transmettre les efforts venant du train d'atterrissage à la structure de l'avion (figure 1.7(a)). Tout comme les hélices, elles sont réalisées par l'intermédiaire d'une préforme 3D, qui confère à la pièce de très bonnes caractéristiques mécaniques suivant les trois dimensions. Le procédé RTM apparaît comme l'un des procédés le plus adéquat pour l'injection de ce type de préforme et en vue de l'industrialisation de petite et moyenne série. L'investissement de départ peut ainsi être amorti relativement rapidement. Il est donc en ce sens très prometteur pour l'avenir.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 1.7 – Applications des procédés RTM et VARTM : (a) Train d'atterrissage du Boeing 787 comprenant des biellettes en Composite réalisées en RTM; (b) Contre fiche de l'hélicoptère NH90 développée par Eurocarbon avec le procédé RTM; (c) Fuselage d'un hélicoptère réalisé en VARTM par AEROTEC; et, (d) Hélices d'un moteur de Jet réalisées en RTM par SNECMA.

1.5 Vers une approche « scientifique » des procédés

Malgré sa relative facilité d'utilisation, ce procédé met en jeu de nombreux phénomènes complexes liés, notamment à l'écoulement de la résine à travers une préforme sèche et à la cuisson de la pièce. Il nécessite donc un temps de développement conséquent pour mettre au point les différents éléments du procédé, tels que le nombre et la position des points d'injection/événement, la stratégie et les paramètres d'injection etc. Chacun d'eux doit être défini en lien avec le design du futur moule. Par conséquent toute modification ultérieure a un coût non négligeable. C'est pourquoi la phase de développement du procédé est cruciale pour la rentabilité de la pièce produite.

Les difficultés que l'on peut rencontrer lors du procédé RTM apparaissent essentiellement lors de la phase de remplissage et de cuisson de la pièce. En effet la phase de remplissage est une opération très sensible aux caractéristiques de la préforme et notamment aux opérations nécessaires à sa réalisation. Ces opérations de préparation peuvent induire beaucoup de variabilité (découpe, empilement, et placement de la préforme), qui limitent l'anticipation des phénomènes liés à l'écoulement. Ces variations ont de lourdes conséquences sur la distribution de perméabilité, et ainsi influencent directement l'écoulement de la résine au sein de la préforme. Dans certains cas, on peut avoir l'apparition de zones sèches qui sont nuisibles aux caractéristiques mécaniques de la pièce finale. L'écoulement peut être aussi perturbé par des variations de la géométrie de la préforme. L'industrie se dirige de plus en plus vers la conception et la réalisation de pièces complexes. Comme on l'a déjà vu, un exemple type de ce besoin est la réalisation du Boeing Dreamliner 787® qui comporte des pièces composites de grande dimension avec des architectures de préforme 3D, et notamment des variations d'épaisseurs. Ces variations engendrent des modifications locales de la perméabilité de la préforme qui affectent l'écoulement. Il est donc impératif de prendre en compte ces singularités afin d'adapter les paramètres du procédé (Pression/débit d'injection, stratégie d'injection) en conséquence.

La phase de cuisson peut être aussi déterminante pour la réalisation de pièces complexes. En particulier, la réalisation de pièces épaisses pose des difficultés, du fait du caractère exothermique de la réaction de polymérisation, et de la faible conductivité thermique des composites. Ces difficultés peuvent conduire à des cycles de cuisson non maîtrisés qui peuvent fragiliser localement la pièce.

Pour éviter ces problèmes il est donc impératif d'avoir une maîtrise de l'écoulement et du cycle de température. En effet, pour assurer un bon écoulement, et donc un remplissage complet de la préforme, on peut agir sur différents paramètres propres au procédé tels que la pression, le débit et la température d'injection, la position des points d'injection/événement etc., autant de paramètres qu'il faut déterminer voire contrôler.

Actuellement, les industriels font appels principalement à des approches empiriques basées sur la méthode « trials and errors » pour la mise au point des procédés. Cette méthode nécessite, d'une part de capitaliser de l'expérience, et d'autre part de développer la pièce en réalisant

des essais successifs. Cette méthode est souvent longue et fastidieuse. Ainsi le temps et le coût de développement d'une pièce peut très vite augmenter suivants la complexité. L'inconvénient majeur de cette approche est que l'on n'a aucune information sur la sensibilité des paramètres procédés. Ainsi à chaque nouvelle pièce il faut reproduire tous les essais.

Pour faire face aux nouveaux défis, une approche scientifique tend à se développer ces dernières années. Celle-ci vise à s'appuyer sur les récentes avancées en terme de modélisation et simulation des procédés d'élaboration. Néanmoins les simulations numériques ne peuvent pas se substituer à elles seules aux expérimentations. Pour valider et développer les modèles il est nécessaire de comparer les résultats numériques à des mesures effectuées sur le procédé. Ces modèles couplés à une instrumentation adaptée contribuent à acquérir des informations clés de l'influence des paramètres procédés sur la qualité de la pièce finale et ainsi à rendre le procédé plus robuste.

Dans le futur cette démarche pourra aboutir à des procédés « Smart », par l'intermédiaire de systèmes permettant, à la fois, de suivre en temps réel la qualité de la pièce produite, mais aussi, d'avoir des boucles de contre réaction permettant de modifier les paramètres procédés lors de la détection d'une perturbation.

1.6 Contexte et objectifs de la thèse

1.6.1 Le projet LCM Smart

Cette thèse s'inscrit dans un projet national labellisé « LCM Smart » par le Fonds Unique Interministérielle (FUI). Il a pour objectif le développement d'un système LCM (Liquid Composite Moulding) utilisant une instrumentation par fibre optique, afin d'optimiser les paramètres d'injection de la résine à travers des préformes fibreuses pour la fabrication de pièces composites complexes. On entend par pièces complexes, des pièces dont la géométrie est défavorable à l'écoulement. Il s'agit de pièces avec de fortes variations d'épaisseurs, ou avec des faibles rayons de courbure, ou même des pièces avec des préformes de propriétés physiques différentes. Pour répondre à ce besoin, le projet s'appuie sur trois éléments qui sont :

- le développement d'outils de simulation numérique des phénomènes et des procédés ;
- le développement d'une instrumentation « In Situ » et de moules en composites ;
- le pilotage assisté en temps réel.

L'ensemble de ces avancées permettra la conception d'un pilote d'injection de laboratoire (procédé pilote) et de deux démonstrateurs industriels. Le pilote de laboratoire permettra d'étudier des problématiques ciblées liées à l'instrumentation du procédé et à la fabrication de pièces dont le cahier des charges a été fixé par les industriels. Les démonstrateurs industriels bénéficieront de toutes les avancées technologiques qu'aura apporté le projet pour la fabrication de pièces complexes en matériaux composites.

13 partenaires se sont regroupés autour de ce projet. Il s'agit d'entreprises renommées pour leurs compétences dans la fabrication de pièces en matériaux composites, et d'universitaires travaillant sur des problématiques liées aux matériaux composites.

Le projet est décliné en 6 tâches, dont chacun des partenaires a en charge tout ou partie. Voici l'ensemble des tâches :

- tâche 1 : Définition des démonstrateurs
- tâche 2 : Sélection et caractérisation des matériaux
- tâche 3 : Réalisation des moules
- tâche 4 : Validation des capteurs et méthodes expérimentales
- tâche 5 : Validation de la méthodologie sur démonstrateurs de laboratoire
- tâche 6 : Qualification de la méthode de pilotage sur démonstrateurs industriels

L'ensemble de ces tâches est planifié sur une durée de 3 ans. Le projet est piloté par l'entreprise Hexcel Reinforcement, avec M. Patrick HENRAT, puis M. Frank MEISSIMILLY responsables de projet et M. Alain VAUTRIN responsable scientifique (Ecole des Mines de St-Etienne).

1.6.2 Objectifs

La tâche 5 de ce projet pose le cadre et les objectifs de la thèse. Il s'agit de définir et mettre en place un démonstrateur pertinent, permettant d'étudier des problématiques liées à l'élaboration de matériaux composites, à travers des géométries de « référence ». Le pilote permet de mettre en évidence la faisabilité de l'utilisation d'une nouvelle technologie de capteur à fibre optique pour le suivi en temps réel des paramètres physiques de la pièce élaborée. L'intérêt d'une telle instrumentation est d'étudier l'influence des différents paramètres de fabrication (température, pression d'injection etc.), et l'interaction outil/pièce, sur la qualité de la pièce finale. Les données issues des capteurs sont, par la suite, comparés à des résultats de simulation numérique du procédé, réalisées avec la société ESI. Cette démarche permet d'enrichir en premier lieu nos connaissances sur les phénomènes qui ont lieu lors de l'élaboration, notamment par la mesure de paramètres « in situ », et également de valider des outils numériques de simulation du procédé.

L'objectif est de travailler sur l'intégration d'une instrumentation par capteur à fibre optique au procédé RTM, à travers un démonstrateur de laboratoire. Il s'agit donc dans un premier temps de mettre en place les équipements nécessaires à la réalisation de matériaux composites dans des conditions proches des conditions industrielles. Puis dans un second temps, il s'agit de capitaliser les connaissances acquises par le laboratoire sur l'instrumentation par fibre optique, et de développer avec le laboratoire Hubert Curien (La HC) les capteurs répondant au besoin de ce projet.

Une fois la méthodologie validée dans le cadre de l'injection d'une géométrie de pièce simplifiée. Celle-ci est appliquée à l'élaboration de pièce de faible et « forte » épaisseur, afin d'étudier l'influence des phénomènes exothermiques, puis à une pièce avec une variation d'épaisseur, dans le but d'étudier l'influence d'une singularité géométrique couramment rencontrée sur des pièces complexes.

Enfin, un dernier objectif consiste à étudier la faisabilité liée à l'utilisation d'un outillage RTM composite en HexTool avec une instrumentation par fibre optique du moule. L'instrumentation

permet ici d'évaluer les performances thermomécaniques de ce type de moule et en particulier de quantifier son influence sur la création de contraintes résiduelles dues à l'interaction outil/matière.

L'exploitation de ce retour d'expérience et des modèles numériques contribuera à donner aux industriels de nouveaux outils leur permettant de déterminer les paramètres procédés plus rapidement. Cela permettra donc de réduire les temps de développement des nouvelles pièces, et par conséquent leur coût de fabrication. Un transfert de cette méthodologie d'instrumentation est réalisé sur les deux démonstrateurs industriels de ce projet. Il s'agit d'appliquer les solutions technologiques et le savoir faire acquis sur le pilote de laboratoire, pour l'élaboration de deux pièces types regroupant les principales difficultés rencontrées dans le milieu aéronautique.

1.6.3 Plan de la thèse

Le **chapitre 2** propose une revue des phénomènes mis en jeu par les procédés d'élaboration LCM, et des principales problématiques rencontrées lors de l'élaboration des matériaux composites par injection de résine.

Le **chapitre 3** présente la définition du pilote de laboratoire et de ses outillages, ainsi que les principaux matériaux mis en œuvre dans cette étude.

Le **chapitre 4** est consacré au développement des capteurs à fibre optique de cette étude, et à la description des paramètres procédés mesurables, en vue de la réalisation d'applications de suivi des procédés LCM.

Le **chapitre 5** décrit les modèles utilisés dans cette thèse pour simuler les différentes phases du procédé RTM.

Le **chapitre 6** présente une application simplifiée montrant le potentiel des capteurs à fibre optique (OFS) pour le suivi de paramètres physiques. Il s'agit d'un suivi des caractéristiques physiques d'une résine thermodurcissable lors de son cycle de réticulation.

Le **chapitre 7** présente le cas utilisé pour la validation des équipements du pilote de laboratoire ainsi que de la méthodologie d'instrumentation. La validation a été réalisée sur le cas de la fabrication d'une pièce plane de faible épaisseur par une injection périphérique.

Le **chapitre 8** est consacré à l'application de la méthodologie sur différentes géométries de pièces, permettant de mettre en évidence certaines problématiques liées à l'écoulement de la résine et à la réticulation de la résine.

Enfin le **chapitre 9** présente une première application d'un outillage RTM instrumenté réalisé en matériaux composites (HexTool). Le comportement thermomécanique a été évalué dans les conditions du procédé RTM. Une comparaison outillage aluminium/composite est réalisée afin de mettre en évidence les différences entre les deux technologies de moule en vue de l'utilisation de moules composites sur les démonstrateurs industriels.

Les procédés d'élaboration composite LCM

Sommaire

2.1	Introduction	22
2.2	La préforme et ses caractéristiques	23
2.2.1	La perméabilité	23
2.2.2	La perméabilité et le taux volumique de fibre	23
2.2.3	Caractérisation de la perméabilité plane	24
2.3	Les phénomènes mis en jeu lors du procédé RTM	25
2.3.1	L'imprégnation des renforts	26
2.3.2	La cuisson du matériau	28
2.3.3	Les transferts thermiques	34
2.4	Les problématiques industrielles et leurs origines	36
2.4.1	La formation de zones « sèches » et de porosité	37
2.4.2	Les sources de distorsions résiduelles	41
2.5	Conclusion	48

2.1 Introduction

La qualité et les performances mécaniques d'un matériau composite, constitué d'une matrice therm durcissable, sont dictées par l'histoire mécanique et thermique que subit le matériau. D'où cette nécessité de maîtriser le procédé de fabrication et notamment le cycle de cuisson. Cependant les procédés LCM mettent en jeux de nombreux phénomènes (figure 2.1) qui rendent difficile l'anticipation du procédé. Cette maîtrise requiert une bonne connaissance des propriétés des matériaux utilisés et des phénomènes physiques qui ont lieu lors du procédé. Dès lors il est nécessaire de mettre en place des plans expérimentaux pour acquérir des connaissances supplémentaires sur les mécanismes mis en jeux et les caractéristiques clefs qui permettent de maîtriser le procédé.

L'utilisation d'une instrumentation spécifique peut contribuer à diminuer cette phase de développement, en permettant l'accès à des caractéristiques « in situ » de la pièce, en temps réel pendant l'élaboration. On peut ainsi réduire le temps de développement d'une nouvelle pièce, voire même limiter le nombre de rebuts lors du cycle de production, en ayant un suivi et un contrôle du procédé en temps réel.

L'objectif de ce chapitre est de présenter les différents aspects des procédés d'élaboration des matériaux composites par voie « humide », en particulier le procédé RTM et ses caractéristiques. Il s'agit de décrire les mécanismes mis en jeux lors de l'élaboration d'une pièce composite et les principales problématiques rencontrées par les industriels.

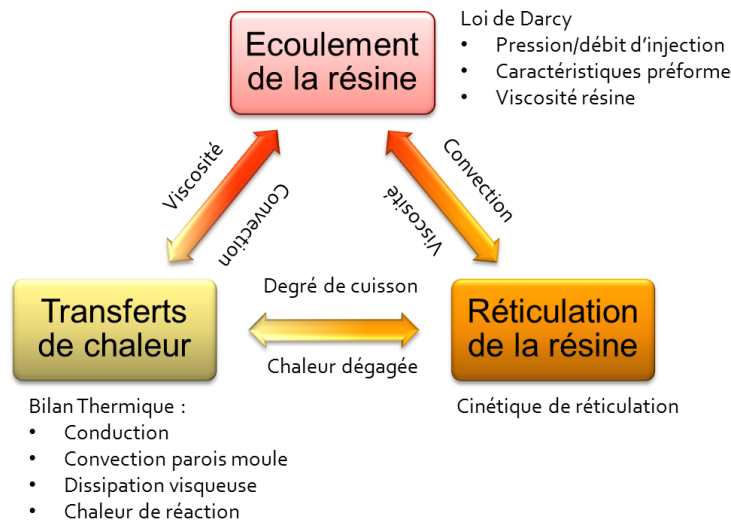


Figure 2.1 – Phénomènes mis en jeux lors du procédé RTM

2.2 La préforme et ses caractéristiques

La préforme est une structure très complexe. Elle est constituée de torons de fibres de carbone ou de verre qui contiennent d'une centaine à plusieurs milliers de fibres. Ces torons sont alignés ou tissés, afin de former le plus souvent des plis plans. Ces plis sont ensuite empilés suivant des directions particulières. Cet ordre d'empilement est très important, car il va déterminer les principales caractéristiques mécaniques de la pièce. Cette structure est donc par définition hétérogène, ce qui complique la caractérisation de ses principaux paramètres. Hormis les paramètres de fabrication (type de fibres, orientation des fibres etc.) qui sont connus, la perméabilité est un élément essentiel dans les procédés LCM. De nombreuses équipes travaillent sur la caractérisation de ce paramètre car il est l'un des paramètres primordiaux pour la modélisation de l'écoulement.

2.2.1 La perméabilité

La perméabilité d'une préforme représente sa capacité à être traversée par un fluide. Cette grandeur est exprimée en m^2 , et peut être assimilée à l'aire moyen des pores de la préforme. C'est Darcy qui a introduit ce paramètre en 1856, lors d'une expérience où il essaya de déterminer le débit de l'écoulement de l'eau à travers du sable, et en tira une loi reliant le débit au gradient de pression via la perméabilité ([50]).

Dans le cadre des matériaux composites, il est très difficile d'exprimer cette grandeur en fonction des paramètres géométriques de la préforme. Carmen-Kozeny ont proposé une loi qui donne une évolution de la perméabilité en fonction du taux volumique de fibre, mais elle ne donne souvent qu'une approximation. Il est donc nécessaire de déterminer la perméabilité en effectuant des mesures expérimentales.

2.2.2 La perméabilité et le taux volumique de fibre

Lorsque l'on réalise des matériaux composites hautes performances, on cherche à avoir un taux de fibre le plus élevé possible. L'un des moyens pour augmenter ce paramètre est de comprimer la préforme, pour réduire les vides inter torons. Ainsi on a une réduction des canaux à travers la préforme, qui conduit à une chute de la perméabilité. Les premiers à avoir modélisé ce phénomène sont Carman & Kozeny. Ils ont développé un modèle de capillarité basé sur la mécanique des sols. Ils établissent la relation suivante entre la perméabilité, le taux volumique de fibre et le rayon des fibres :

$$K = \frac{(1 - T_{Vf})r_h^2}{C} \quad (2.1)$$

K est la perméabilité principale suivant la direction de l'écoulement et C est une constante liée à l'architecture de la préforme. Ainsi la perméabilité doit être déterminée pour chaque architecture de matériaux. Néanmoins, pour des taux volumiques de fibres entre 0,3 et 0,8, des études [23, 79] ont montré qu'une constante de Kozeny de 5 semble convenir. r_h est le rayon moyen hydraulique

défini par la relation suivante :

$$r_h = \frac{d(1 - T_{Vf})}{4 T_{Vf}} \quad (2.2)$$

Avec d le diamètre de la fibre.

Cette relation permet d'avoir une estimation de l'influence du taux volumique de fibre sur la perméabilité du matériaux. La Figure 2.2 montre une courbe typique calculée, donnant la variation de perméabilité pour un tissu.

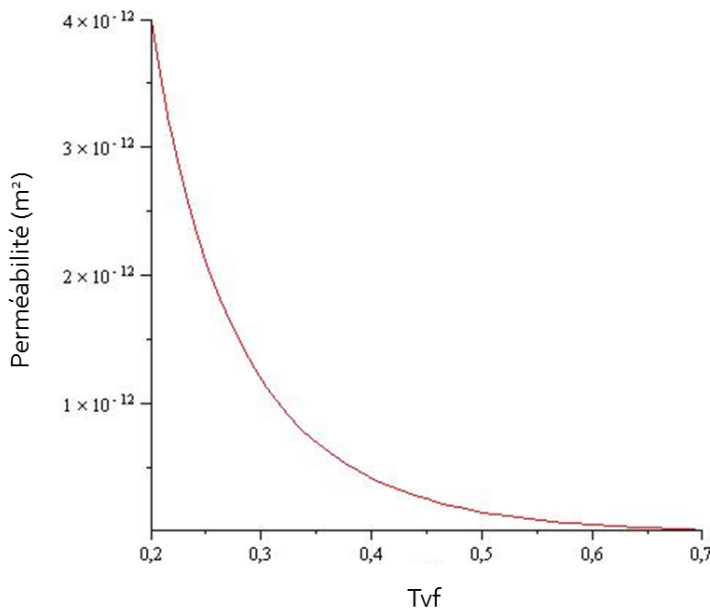


Figure 2.2 – Perméabilité plane en fonction du taux de fibre d'un tissu [4]

Des techniques expérimentales ont été mises en place ces dernières années, afin de déterminer précisément les valeurs de perméabilité pour un renfort donné ([11, 59, 79, 141, 223, 268]). Elles se concentrent essentiellement à caractériser une perméabilité plane et transverse. Malgré quelques difficultés de reproductibilité des mesures lors des débuts, ces mesurent semblent à présent la meilleure issue pour la détermination de cette caractéristique mais pas satisfaisant (cf. benchmark [11]).

2.2.3 Caractérisation de la perméabilité plane

Dans le cadre du procédé RTM, on utilise des préformes qui sont généralement bidimensionnelles (mats, tissus), les directions principales peuvent être supposées dans le plan des plis du renfort (figure 2.3).

Les techniques à l'heure actuelle se concentrent essentiellement à déterminer la perméabilité plane dans les directions X et Z. Il est à noter toutefois, que dans le cadre des procédés d'infusion, il peut être utile de caractériser la perméabilité transverse.

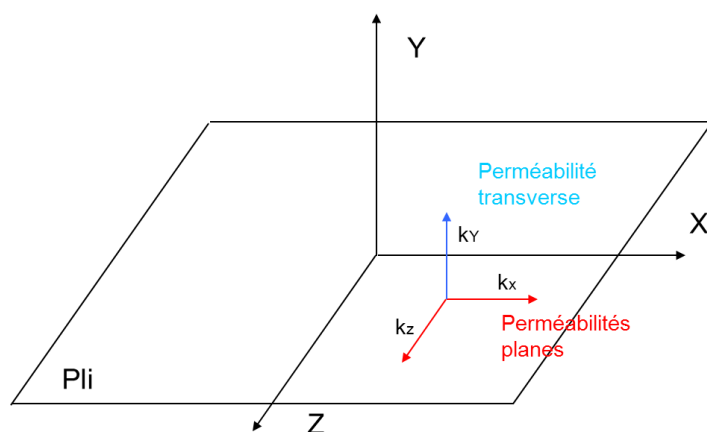


Figure 2.3 – Perméabilités planes et transverse

Pour caractériser la perméabilité d'un matériau, on s'appuie sur la loi de Darcy, afin d'exprimer les caractéristiques de l'écoulement au sein d'un milieu poreux. On mesure ainsi la pression et la vitesse du fluide. Pour effectuer cette mesure on utilise généralement un fluide inerte avec une viscosité connue. La valeur de la perméabilité est déterminée en faisant correspondre le modèle aux résultats expérimentaux. La perméabilité est généralement étudiée dans deux cas, qui sont l'écoulement unidirectionnel, et l'écoulement radial (2D). Dans les deux cas, on exploite le même principe, seuls le dispositif expérimental et la géométrie de la préforme différent. Les perméabilités des renforts utilisés dans cette thèse ont été caractérisées expérimentalement par l'entreprise Hexcel.

2.3 Les phénomènes mis en jeu lors du procédé RTM

La mise en œuvre du procédé RTM repose sur des phénomènes physiques et chimiques qu'il est impératif de maîtriser, pour garantir les spécifications de la pièce finale. On distingue principalement trois phases (figure 2.4). La première phase consiste en une mise en forme des fibres de renforts, où l'on va donner à la préforme à la fois la géométrie de la pièce et les caractéristiques mécaniques à travers la fraction volumique de fibre. La seconde étape est la phase d'injection qui est essentiellement gouvernée par l'écoulement de la résine au sein de la préforme. Enfin la phase de cuisson va permettre de consolider le matériau. Celle-ci est principalement gouvernée par la réticulation de la résine.

Bien entendu s'ajoutent à cela les phénomènes thermiques qui contribuent à faciliter l'écoulement de la résine et à activer la cinétique de polymérisation. Ce sont principalement ces deux étapes (infusion et cuisson) qui sont à l'origine de nombreux rebus. Il est donc primordial d'avoir une bonne connaissance de ces deux phases pour concevoir et réaliser une pièce composite.

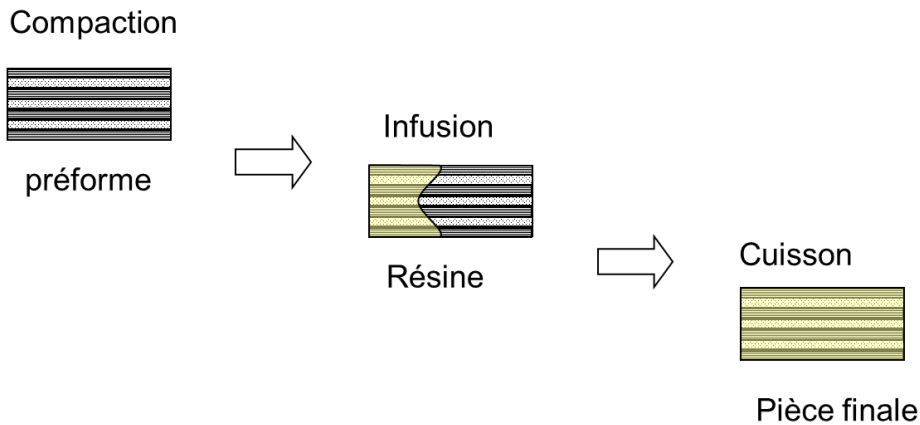


Figure 2.4 – Les principales phases du procédé RTM

2.3.1 L'imprégnation des renforts

- Caractère multi-échelle de l'écoulement

La description de l'écoulement au sein d'une préforme nécessite une observation à deux échelles. Comme nous l'avons vu précédemment la préforme est formée par l'empilement de plis, eux même constitués de torons de fibres. Cela a pour conséquence la création d'espaces, de dimensions différentes, avec des espaces inter toron qui peuvent être assez larges, et des espaces très faibles entre les fibres d'un toron (figure 2.5). De nombreux auteurs [31, 113, 145, 200, 203, 219] distinguent deux échelles pour étudier l'écoulement de la résine à travers la préforme : l'échelle microscopique correspondant à l'étude des comportements à la dimension d'une fibre, et l'échelle mésoscopique correspondant à l'étude des comportements à l'échelle du toron de fibre. Selon que l'on se place à l'échelle microscopique ou mésoscopique le comportement du remplissage n'est pas le même car on met en jeu des phénomènes différents. Par exemple, le flux mésoscopique assure une grande partie du remplissage du moule alors que le flux microscopique assure l'imprégnation des torons.

La modélisation de l'écoulement d'un fluide à travers une préforme nécessite la résolution de deux équations. Une équation de transport propre à l'écoulement du fluide et une équation de Darcy liée à l'écoulement dans un milieu poreux. Néanmoins, dans le cadre du procédé RTM, la description de l'écoulement à l'échelle mésoscopique par l'intermédiaire de la loi de Darcy permet d'avoir une modélisation homogène équivalente représentative des phénomènes d'écoulement ; c'est à ce niveau que la caractérisation de la perméabilité revêt toute son importance.

- Equation de Darcy

Lorsqu'un fluide traverse un milieu poreux, celui-ci lui oppose une réaction caractérisée par la perméabilité. Introduite par Darcy, elle relie le gradient de pression au débit du fluide qui

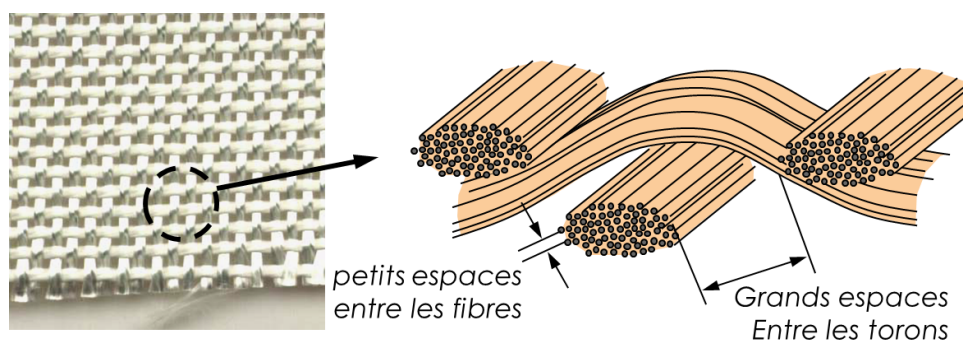


Figure 2.5 – Illustration du caractère multi-échelle d'un pli

traverse un milieu poreux, soit en 3D pour un élément de volume :

$$\vec{v} = -\frac{\overline{\overline{K}}}{\eta} (\vec{\nabla} P + \rho \vec{g}) \quad (2.3)$$

avec \vec{v} le champ de vitesse du fluide, $\vec{\nabla} P$ le gradient de pression et $\rho \vec{g}$ un terme de pesanteur. La perméabilité s'écrit sous la forme d'un tenseur $\overline{\overline{K}}$ supposé symétrique, dans le repère principal de la préforme :

$$\overline{\overline{K}} = \begin{bmatrix} K_x & 0 & 0 \\ 0 & K_y & 0 \\ 0 & 0 & K_z \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

Ainsi la connaissance de 6 paramètres indépendants permet de déterminer la perméabilité dans toutes les directions du matériau. L'application de la loi de Darcy au procédé RTM impose quelques hypothèses :

- le fluide est supposé Newtonien et incompressible ;
- le milieu poreux est indéformable ;
- l'écoulement est supposé laminaire ;
- le milieu poreux est supposé totalement saturé en fluide.

Ces hypothèses sont parfois discutables notamment concernant la saturation du milieu poreux qui n'est pas vrai lors du remplissage, car on a une zone de saturation partielle au niveau du front de résine ([206]). Ainsi il faut être très vigilant lors de l'utilisation de cette loi.

- Le remplissage de la préforme

Modélisation macroscopique

La plupart des modèles d'écoulement de résine sont orientés sur une description mésoscopique de l'écoulement, c'est-à-dire à l'échelle du pli. On considère généralement que la région derrière le front de résine est saturé. Le modèle le plus employé utilise la loi de Darcy qui caractérise l'écoulement du fluide à travers un milieu poreux (la préforme), en négligeant les effets de

pesanteur. En reprenant l'équation de Darcy (Eq. 5.1) et en l'appliquant à un écoulement bi-directionnel, on a une expression du champ de vitesse \vec{v} :

$$\vec{v} = -\frac{\overline{\overline{K}}}{\eta} \cdot \vec{\nabla} P \rightarrow \begin{pmatrix} v_x \\ v_y \end{pmatrix} = -\frac{1}{\eta} \begin{bmatrix} K_x & 0 \\ 0 & K_y \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \frac{\delta P}{\delta x} \\ \frac{\delta P}{\delta y} \end{pmatrix} \quad (2.5)$$

On dispose d'une seconde équation issue de la conservation de la masse qui est l'équation de continuité pour un fluide incompressible. Celle-ci s'exprime sous la forme suivante :

$$\nabla \cdot \vec{v} = 0 \quad (2.6)$$

Ainsi en regroupant ces deux équations on arrive à l'équation d'écoulement au sein du milieu poreux, appelée également équation de Richards :

$$\nabla \cdot \left(\frac{\overline{\overline{K}}}{\eta} \vec{\nabla} P \right) = 0 \quad (2.7)$$

L'écoulement est donc décrit par deux paramètres qui sont la perméabilité de la préforme et la viscosité de la résine. Ceci est vrai dans les conditions d'applications de la loi de Darcy et si le flux macroscopique est prépondérant.

2.3.2 La cuisson du matériau

Pour étudier le procédé RTM, il est indispensable de connaître les éléments qui gouvernent la réaction de cuisson de la résine. La chaleur apportée au système et la vitesse de montée en température sont deux paramètres clefs qui vont affecter la cinétique de cuisson.

Le diagramme Temps Température Transformation et les modèles de cinétique de cuisson sont des outils permettant de connaître l'influence du cycle thermique sur l'état de la résine.

- Diagramme Temps Température Transformations (TTT)

Les diagrammes de temps-température-transformation (TTT) sont couramment utilisés pour prévoir les changements de phase d'une résine thermodurcissable au cours de son cycle de cuisson (figure 2.6). La température de transition vitreuse T_g est un paramètre qui caractérise le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique de la résine. Lorsque la température est supérieure à T_g on définit un état caoutchoutique et à l'inverse lorsque la température est inférieure à T_g on définit un état vitreux. On distingue ainsi sur ce diagramme 3 grandes parties.

A des températures inférieures à T_{g0} le polymère est toujours à l'état vitreux et seules des mécanismes de diffusion sont possibles, ainsi la réaction peut prendre plusieurs mois. C'est en général dans cet état que les résines sont stockées.

Quand la température se situe entre T_{g0} et $T_{g\infty}$, la polymérisation commence à l'état liquide. L'avancement de la réticulation diminue la mobilité des chaînes et le liquide visqueux se transforme irréversiblement en un gel élastique. Lorsque l'on atteint la ligne de gélification, la mobilité des chaînes est restreinte par l'augmentation de la viscosité. La polymérisation continue jusqu'à

croiser la courbe de vitrification où il se transforme en un solide vitreux. A l'inverse du début de la polymérisation, la réaction est majoritairement contrôlée par des mécanismes de diffusion plutôt que par le potentiel chimique de la réaction. Lors de la modélisation il sera nécessaire de prendre en compte ce changement de mécanisme. Au dessus de la température $T_{g\infty}$ la résine se transforme en un gel caoutchoutique mais ne se vitrifie jamais.

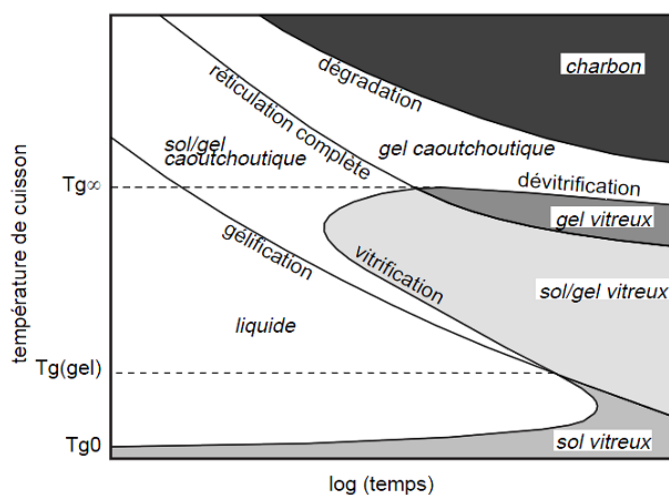


Figure 2.6 – Diagramme TTT d'un polymère [201]

En pratique pour assurer les propriétés mécaniques du matériau en service, on lui fait subir une post-cuisson au-dessus de $T_{g\infty}$ afin de terminer la vitrification et d'ainsi limiter d'éventuelles réactions.

Lors de la cuisson du matériau composite, on va retrouver ces différents états de la résine. Ces changements d'états vont s'accompagner d'une évolution des caractéristiques mécaniques et physiques de la matrice (figure 2.7). On constate qu'au fur et à mesure de la cuisson du matériau le degré d'avancement va passer de zéro à un. Cette augmentation va s'accompagner d'une augmentation de la température de transition vitreuse et de la viscosité de la résine. Pour cette résine on distingue le passage de l'état liquide à l'état caoutchoutique aux alentours de 75 min et à un degré d'avancement de 70 %. Dans cette phase la résine peut théoriquement transmettre des efforts d'origines thermique et/ou chimique. La polymérisation de la résine continue jusqu'à ce que la T_g dépasse la température de cuisson. A cet instant ($t=125$ min) la résine passe de l'état caoutchouteux à l'état vitreux. Cette transition s'accompagne d'une augmentation significative du module d'élasticité de la résine. A l'état vitreux, la résine se comporte comme un solide et les contraintes ne peuvent plus être relaxées.

Par conséquent, la cinétique de cuisson est très importante car elle va contribuer à donner les propriétés finales de la pièce. Ainsi il est primordial de connaître l'évolution de cette cinétique et les paramètres qui l'influencent, afin de la contrôler.

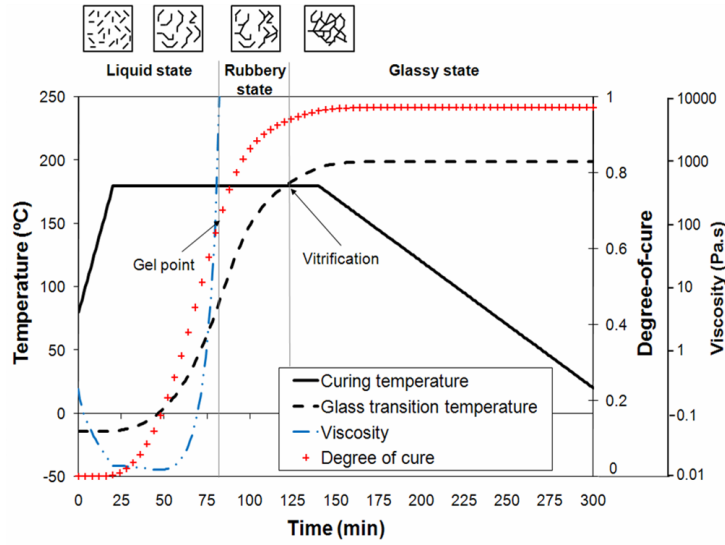


Figure 2.7 – Evolutions des propriétés physiques de la résine CYCOM 890RTM (époxy) lors d'un cycle de réticulation [125]

- La cinétique de polymérisation de la résine

Dans le cadre de ce projet, la résine utilisée est une résine thermodurcissable RTM6 commercialisée par Hexcel. Celle-ci est livrée en version mono composant, c'est à dire avec le mélange résine et agent réticulant au préalable effectué. La réaction chimique de réticulation est activée thermiquement et peut donner lieu à un pic d'exothermie, du à une libération de chaleur lors de la formation du réseau 3D.

Les mécanismes de réactions des résines époxy sont de nos jours assez bien connus. On peut caractériser cette cinétique en réalisant une analyse thermique différentielle par la technique par calorimétrie différentielle à balayage (DSC). En mesurant l'énergie nécessaire à la mise en température d'un échantillon de résine, il est possible d'estimer l'évolution du degré d'avancement de la réaction. A partir de la mesure de l'enthalpie libérée, le degré de cuisson est défini comme étant le ratio entre l'enthalpie dégagée H à l'instant t par l'enthalpie totale libérable H_R . L'enthalpie totale de réaction peut être déterminée de la manière suivante :

$$H_R = \int_0^{t_f} \left[\frac{dQ}{dt} \right] dt \quad (2.8)$$

avec t_f le temps nécessaire pour finir la réaction. De même l'enthalpie accumulée H peut être déterminée par :

$$H = \int_0^t \left[\frac{dQ}{dt} \right] dt \quad (2.9)$$

Ainsi le degré d'avancement peut être calculé par :

$$\alpha = \frac{H}{H_R} \quad (2.10)$$

A partir de cette caractérisation, des auteurs [14, 191] ont proposé des modèles de cinétique de réticulation. On distingue dans la littérature plusieurs modèles, fondés essentiellement sur celui proposé par Kamal et Sourour [14]. Les modèles proposés sont généralement des évolutions de ce modèle permettant de prendre en compte des mécanismes physiques supplémentaires, en particulier les mécanismes de diffusion qui ont lieu en fin de réticulation.

La cinétique de cuisson est typiquement modélisée, soit par des modèles d'ordre n , soit par des modèles auto catalytiques dans le cadre d'analyses isothermes. La majorité des cinétiques de réaction pour les résines thermodurcissables sont des modèles issus d'une approche semi empirique qui exprime le taux de réaction en fonction du degré de réticulation et de la température (équation 2.11).

$$\frac{d\alpha}{dt} = F(\alpha, T) \quad (2.11)$$

Dans ce type d'approche, les modèles se basent sur l'identification et la cinétique des groupes fonctionnels réagissants ([201]). Ces modèles ne donnent donc aucune information sur la cinétique de cuisson, mais néanmoins permettent d'obtenir une relation entre le taux de réaction, la température et le degré de conversion de la résine.

Modèle de Kamal et Sourour

Il s'agit d'une loi phénoménologique qui permet d'approximer la cinétique de réaction d'une résine thermodurcissable. Kamal et Sourour [110] proposent un modèle avec deux ordres de réaction m et n qui s'écrit en fonction de deux constantes de réaction chimique sous la forme suivante :

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2\alpha^m)(1 - \alpha)^n \quad (2.12)$$

où α représente le degré de cuisson de la réaction, $\frac{d\alpha}{dt}$ la vitesse de conversion, k_1 et k_2 les constantes de réaction. Dans le cas d'une réaction non isotherme, on peut modifier ces constantes, pour tenir compte de la température à travers une loi d'Arrhénius. Ainsi on a :

$$k_i = A_i \exp\left(-\frac{E_i}{RT}\right) \quad \text{Avec } i = 0, 1 \quad (2.13)$$

Avec A_i est un facteur pré exponentiel, et E_i une constante de cinétique de réaction indépendante de la température. Les constantes A_1 , A_2 , m et n permettent d'ajuster le modèle en fonction d'essais de DSC réalisés à différentes isothermes.

Ce type de modèle s'appuie sur une hypothèse forte qui est que l'on a qu'une seule valeur de taux d'avancement (dernière réaction majoritaire), alors qu'en général le taux de réaction ne dépend pas seulement de la concentration des groupes fonctionnels, mais aussi des concentrations des autres espèces, tels que des produits intermédiaires.

Ce type de modèle donne de bon résultats pour une polymérisation en chaîne, avec des réactivités initiales identiques. Il marche donc très bien pour une résine époxy.

Modèle avec mécanisme de diffusion

Lors de la polymérisation, d'une résine on peut distinguer deux phases. Au début de la polymérisation on a une augmentation de la masse molaire des chaînes de monomères qui s'accompagne d'une augmentation de la température de transition vitreuse (T_g). Lorsque celle-ci atteint la température de cuisson, la mobilité des chaînes de monomères est limitée et ainsi la réaction est principalement gouvernée par des mécanismes de diffusion. Il est donc nécessaire de considérer ces mécanismes afin d'avoir une modélisation rigoureuse de la cinétique de cuisson de la résine. La modélisation nécessite donc la définition d'une nouvelle constante de réaction liée aux mécanismes de diffusion qui dépendent de la phase où se trouve la résine. L'évolution de T_g par rapport à la température de cuisson T_c peut permettre de définir l'état de la résine à un instant donné.

Pour tenir compte de ces phénomènes de diffusion, il est donc nécessaire de modifier le modèle de Kamal Sourour. Il existe plusieurs méthodes pour ce faire. La première méthode consiste à utiliser un coefficient de diffusion f_d qui va annuler la relation 2.12 pour un degré de réticulation préalablement défini. Ainsi comme l'utilisent Jochum *et al.* [109], il est possible de réécrire le modèle cinétique sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} \frac{d\alpha}{dt} &= (k_1 + k_2 \cdot \alpha^m)(1 - \alpha)^n f_d(\alpha) \\ \text{Avec } f_d(\alpha) &= \left[\frac{2}{(1 + \exp(\alpha - \alpha_f)/b)} - 1 \right] \end{aligned} \quad (2.14)$$

où b et α_f sont des paramètres empiriques déterminés à partir des résultats expérimentaux obtenus par DSC. L'avantage de cette approche est d'avoir une modélisation approchée assez rapide, sans introduire des paramètres supplémentaires, qui peuvent être parfois difficiles à caractériser.

Une autre méthode consiste à modifier les constantes de réaction, en les exprimant sous la forme de deux contributions, l'une étant contrôlée par la chimie k_{ch} et l'autre contrôlée par la diffusion k_{diff} . La nouvelle constante de réaction peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\frac{1}{k} = \frac{1}{k_{ch}} + \frac{1}{k_{diff}} \quad (2.15)$$

De nombreux auteurs [17, 67, 117] utilisent cette nouvelle formulation avec la constante k_{ch} identique à celle définie précédemment et k_{diff} sous la forme suivante :

$$k^{ch} = A_d \exp\left(-E_d/RT\right) \exp\left(-b/f\right) \quad \text{avec } f = 0,00048(T - T_g) + 0.025 \quad (2.16)$$

avec A_d un facteur pré exponentiel et E_d l'énergie d'activation de diffusion, R la constante des gaz universelle et T la température en Kelvin. f représente la fraction de volume libre par rapport au volume totale en fonction de la température T . Le phénomène de diffusion est pris en compte

à travers l'évolution de la température de cuisson et de transition vitreuse.

Ainsi avec ce modèle il est possible d'avoir une bonne description de la cinétique de polymérisation, en particulier l'évolution lente du degré de réticulation durant la phase contrôlée par les phénomènes de diffusion. En contrepartie il est nécessaire de caractériser des paramètres supplémentaires, ce qui rend plus difficile la mise en place de cette approche.

- Evolution des paramètres physiques

Viscosité

La viscosité caractérise la capacité d'un fluide à résister lorsqu'il s'écoule. Elle est donc particulièrement importante dans le cadre des procédés par voie « humide », car elle va contribuer à la bonne imprégnation du réseau fibreux. En effet si la viscosité est trop élevée il sera difficile de remplir les vides intra-torons.

La viscosité va dépendre de la température et du degré de réticulation de la résine. Lors de la réticulation, la chaîne moléculaire de la résine va augmenter, et nécessiter plus d'efforts pour déplacer les molécules, ainsi la viscosité augmente. Il est donc nécessaire de connaître précisément l'évolution de la viscosité avec le degré de réticulation et la température, pour bien calibrer la fenêtre d'injection. On privilégiera une injection avec des paramètres procédés qui minimisent la viscosité.

La caractérisation de la viscosité de la résine à l'aide d'un rhéomètre permet d'établir des modèles d'évolution de ce paramètre avec la température et le degré de conversion. De manière générale la viscosité d'une résine thermodurcissable chute avec l'augmentation de la température et augmente avec le degré d'avancement. Ces évolutions peuvent être modélisées par une courbe exponentielle sous différentes formes. Kiuna *et al.* [131] utilisent une relation proposée par Stolin [241] qui suit une loi empirique :

$$\eta(T, \alpha) = \eta_0 \exp\left(\frac{U}{TR} + D\alpha\right) \quad (2.17)$$

avec U l'énergie d'activation de la résine, R la constante des gaz parfait et D un coefficient qui tient compte de la réaction chimique. U est indépendant du degré de cuisson et dépend du système de résine employé. Néanmoins pour des résines thermodurcissables, il est plus couramment utilisé un modèle mathématique basé sur l'équation de Williams Landel Ferry (WLF). Ainsi l'évolution de la viscosité peut être décrite par l'équation suivante :

$$\eta(T, \alpha) = \eta_0 \exp\left(\frac{C_1}{C_2} \frac{1}{T} + C_3\alpha\right) \quad (2.18)$$

Les constantes C_1 , C_2 et C_3 sont à déterminer en fonction de la résine. Ce modèle permet généralement d'avoir une bonne prédiction des évolutions de la viscosité avec la température et le degré d'avancement.

Température de transition vitreuse T_g

La température de transition vitreuse peut permettre de caractériser l'état de la résine. Lorsque la température est supérieure à T_g la résine va passer de l'état vitreux à l'état caoutchoutique. Ainsi il est souhaitable d'avoir des matériaux avec une T_g élevée pour garder leurs performances mécaniques, sur une grande gamme de température.

Lors de l'élaboration, la phase de cuisson de la résine va s'accompagner d'une augmentation de T_g . Comme nous l'avons vu précédemment il est important de connaître son évolution, car elle caractérise l'état de la chaîne moléculaire du polymère, et ainsi l'évolution des propriétés physiques du matériau avec la température. La T_g d'un matériau peut être caractérisée par un essai thermomécanique (TMA). La T_g va correspondre à une discontinuité de la variation du volume spécifique avec la température (figure 2.12). Par conséquent les coefficients de dilatation thermique à l'état vitreux et caoutchoutique sont différents.

La réalisation de cet essai (TMA) à différents degrés de cuisson peut permettre de connaître l'évolution de T_g avec le degré de cuisson et ainsi d'établir des modèles. L'évolution de T_g avec le degré de cuisson peut-être donnée par la relation proposée par Heskamp [98] :

$$T_g(\alpha) = T_g(0) \exp\left(\frac{g_1 \alpha}{g_2 - \alpha}\right) \quad (2.19)$$

avec g_1 , g_2 et $T_g(0)$ qui sont déterminés par une approximation d'une courbe expérimentale de T_g en fonction de α . La relation de Pascault et Williams est plus couramment utilisée pour décrire l'évolution de T_g avec le degré d'avancement. Elle s'écrit sous la forme suivante :

$$\frac{T_g - T_{g0}}{T_{g\infty} - T_{g0}} = \frac{F\alpha}{1 - (1 - F)\alpha} \quad (2.20)$$

où F est un paramètre d'ajustement.

Conductivité thermique, dilatation thermique et chaleur spécifique

Ces paramètres sont généralement évalués par une loi des mélanges en fonction des caractéristiques obtenues dans les deux états de la résine, vitreux et caoutchoutique. Ainsi Bailleul *et al.* [14] et Olofsson [191] proposent une relation de la forme suivante pour évaluer les caractéristiques du matériau dans les différents états :

$$P(\alpha, T) = (1 - \alpha)P(0) + \alpha P(1, T) \quad (2.21)$$

avec P représentant la conductivité thermique λ , la dilatation thermique CTE ou la chaleur spécifique C_p . $P(0)$ est la caractéristique de la résine à l'état non réticulé et $P(1, T)$ est la caractéristique à l'état « cuit ».

2.3.3 Les transferts thermiques

Le champ de température est un des paramètres clés lors de l'élaboration de pièces en matériaux composites. En effet le cycle de température va déterminer la cinétique de cuisson et

un bon nombre des propriétés finales du matériau.

Lors du procédé RTM on applique au moule un champ de température, dans notre cas par l'intermédiaire d'une presse à plateaux chauffants. Le champ de température est donc transmis par conduction à travers le moule puis à la pièce. Les propriétés physiques, en particulier la conductivité thermique du moule et du matériau composite, vont déterminer les temps caractéristiques de ce transfert thermique. La réaction de réticulation de la résine va elle aussi contribuer au transfert thermique puisque lors de cette réaction on a un dégagement de chaleur. Il est possible de prédire la variation de température au sein d'une pièce durant le cycle de cuisson de la résine. Le couplage thermo-chimique s'appuie sur un bilan d'énergie thermique et la cinétique de réticulation (décrite précédemment) de la résine. Sous certaines hypothèses simplificatrices il est possible de résoudre ce couplage, et ainsi d'étudier la réponse thermique du système en fonction du champ de température appliqué sur les moules. Nous nous intéresserons donc ici principalement aux transferts thermiques entre le moule et la pièce, lors du cycle de cuisson.

- Bilan thermique

Il est possible de déterminer les champs de température présents au cours de l'élaboration d'une pièce composite à partir d'un bilan des transferts thermiques. Le bilan thermique total comprend des termes propres à des échanges par conduction et convection, mais aussi à la génération de chaleur créée par la réaction de réticulation du polymère ($\phi(t)$). Advani et Sozer [4] ont effectué ce bilan thermique dans le cadre générale des procédés d'élaboration de pièces composites. Lorsqu'un matériau composite est soumis à un champ de température, le bilan thermique ci-dessous est établi :

$$\rho_c C_{pc} \frac{\partial T}{\partial t} + \rho_c C_{pc} \vec{V} \cdot \vec{\nabla} T = \vec{\nabla} \cdot (k_c \vec{\nabla} T) + \tau : (\nabla \vec{V}) + \phi(t) \quad (2.22)$$

avec ρ_c , ρ_r , C_{pc} et k_c respectivement la densité massique du composite et de la résine, la capacité calorifique et la conductivité thermique du matériau composite. \vec{V} est le vecteur vitesse du fluide et τ la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

Cette équation est valable dans le cas générale. Il est néanmoins possible de réaliser des hypothèses sur les phénomènes physiques qui ont lieu lors du procédé, qui vont simplifier ce bilan thermique. Par exemple, l'écoulement et le taux de réaction de la résine étant relativement lents, on peut considérer un équilibre thermique instantané entre la résine et les fibres de renforts. De plus les vitesses d'écoulements étant faibles, la dissipation visqueuse liée à la création de chaleur lors de l'écoulement de la résine à travers les pores de la préforme peut être négligée. Une dernière hypothèse concerne la présence de vide, on considère que l'ensemble des pores de la préformes sont remplis en fin d'injection.

Par conséquent le bilan thermique permettant de calculer la distribution de chaleur en trois dimensions, lors de l'élaboration d'un matériau composite peut se réduire sous la forme suivante :

$$\rho_c C_{pc} \frac{\partial T}{\partial t} + \rho_c C_{pc} \vec{V} \cdot \vec{\nabla} T = \vec{\nabla} \cdot (k_c \vec{\nabla} T) + \phi(t) \quad (2.23)$$

Cette équation s'applique principalement à la phase d'imprégnation de la résine, néanmoins lors de la cuisson du matériau, la vitesse de l'écoulement est quasi nulle, ce qui a pour conséquence d'annuler le terme propre au transfert de chaleur par convection. Si l'on se restreint à l'étude de la phase de cuisson, le bilan thermique lors de la phase de cuisson se réduit à l'équation suivante :

$$\rho_c C_{pc} \frac{\partial T}{\partial t} = \vec{\nabla} \cdot (k_c \vec{\nabla} T) + \phi(t) \quad (2.24)$$

- Chaleur dégagée lors de la réticulation

Comme nous l'avons vu précédemment, la réaction de réticulation d'une résine thermodurcissable s'accompagne d'une libération de chaleur. L'exothermie, si elle n'est pas contrôlée peut conduire à un champ de température non uniforme dans la pièce, voire à la dégradation des caractéristiques de la résine. On rencontre généralement cette problématique dans le cadre de l'élaboration de pièces de fortes épaisseurs.

Pour caractériser le flux de chaleur libéré d'une résine au cours de sa réticulation, on a recours à des essais de DSC. Ce flux est généralement considéré comme étant une fonction linéaire du degré de cuisson avec une pente qui correspond à la variation d'enthalpie massique de la réaction (ΔH^r).

$$\phi(t) = \rho_r V_r \Delta H_R(T) \frac{d\alpha(T, t)}{dt} \quad (2.25)$$

On suppose généralement la variation de densité très faible ($\frac{d\rho_r}{dt} \approx 0$). ΔH_R est dépendant de la température. Ce terme est déterminé lors des essais de DSC. V_r est la fraction volumique de résine. On constate notamment que pour contrôler l'exothermie, il est nécessaire de maîtriser la vitesse de réticulation de la résine.

2.4 Les problématiques industrielles et leurs origines

Comme nous l'avons vu dans la section précédente, le procédé RTM met en jeu de nombreux phénomènes, qui rendent le système très complexe lorsqu'ils interagissent simultanément. Lorsque ces phénomènes ne sont pas maîtrisés cela conduit généralement à des pièces défectueuses, qui peuvent représenter un coût non négligeable selon la complexité de la pièce.

On retrouve principalement deux types de problématiques. L'une est liée à la phase de remplissage, qui peut donner lieu à des zones sèches lorsqu'elle est mal maîtrisée. L'autre est liée à la phase de cuisson qui peut être à l'origine de distorsions (non-respect des propriétés dimensionnelles) qui résultent de la formation de contraintes résiduelles dans la pièce. Ces contraintes sont particulièrement néfastes, car en plus de réduire les performances mécanique de la pièce, elles peuvent nuire à l'assemblage de sous ensembles.

On se propose dans cette section de revenir sur les origines et les sources de ces problématiques.

2.4.1 La formation de zones « sèches » et de porosité

L'imprégnation des fibres de renfort par la résine est une phase cruciale. Le but est de remplir tous les pores de la préforme par la résine. Néanmoins lorsque cette phase n'est pas maîtrisée, elle peut conduire à la formation de porosités dans le matériau voire à des zones sèches. Ces porosités nuisent aux performances mécaniques de la pièce. Le critère retenu en aéronautique est un taux de porosité inférieur à 3 %. Ce taux peut descendre à 1 % pour les pièces de structures primaires. Pour atteindre ces taux, il est nécessaire de définir rigoureusement la stratégie d'injection, afin de minimiser le taux de porosité.

- Formation des zones sèches

Lorsque que la stratégie d'injection est mal définie, une poche d'air peut se former à l'intérieur de la pièce. On parle de formation de « zones sèches ». Ces zones se forment lorsqu'il y a une fermeture du front d'injection avant que celui-ci n'atteigne l'évent. Cette fermeture du front d'injection provient généralement d'une augmentation locale de la vitesse de la résine, engendrée par une variation de perméabilité. Or on retrouve ces zones de variation de perméabilité fréquemment dans les pièces complexes. En effet, l'utilisation de différents matériaux dans une même pièce, ou les singularités géométriques telles que les variations d'épaisseurs sont de plus en plus utilisées pour la réalisation de pièces industrielles. Une illustration de l'influence d'une variation de l'épaisseur sur le front d'écoulement est donnée par Lawrence *et al.* [143]. Il s'agit de l'injection d'une pièce plane avec une variation d'épaisseur (figure 2.8). On constate qu'au passage du front d'injection sur la singularité géométrique on a une modification de l'écoulement qui favorise la fermeture du front avant d'atteindre l'évent et qui conduit donc à la formation d'une « zone sèche » au milieu de la pièce.

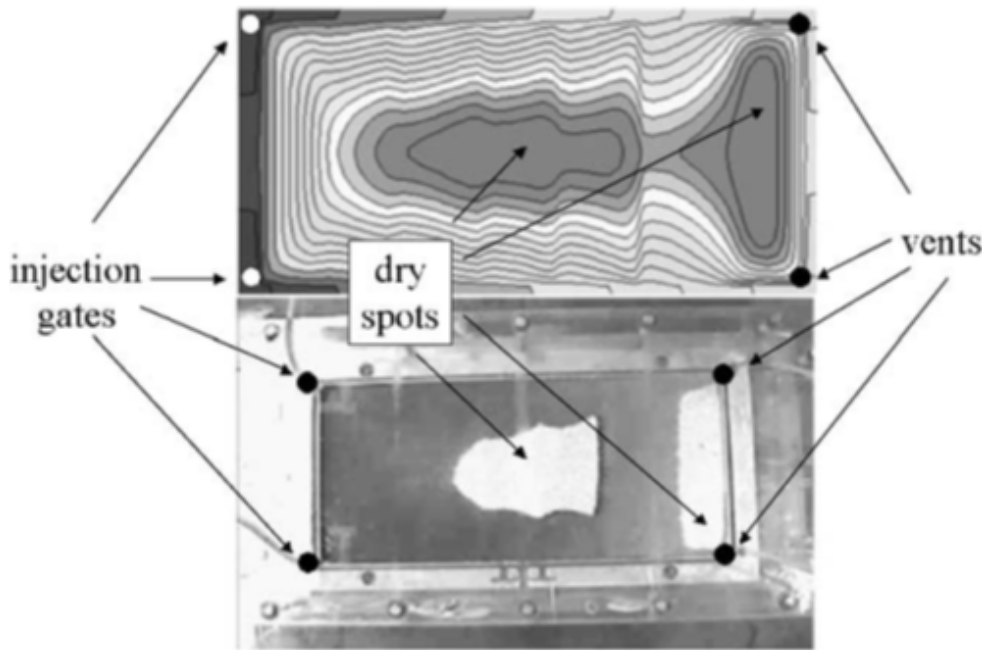


Figure 2.8 – Exemple de formation de « zones sèches » [143]

De plus la fermeture du front d'injection peut être favorisée par des phénomènes de « Race-tracking » qui ont lieu aux bords de la préforme. Ces phénomènes engendrent une accélération locale de la résine. L'origine de ce phénomène est lié à l'ajustement entre la préforme et le moule nécessaire à la mise en place entre la préforme et le moule. Quelque soit la technique de mise en place de la préforme il subsiste un espace entre la préforme et le moule, majoritairement constitué d'air, qui conduit donc à une perméabilité élevée. Cette augmentation de perméabilité a pour principale conséquence un écoulement préférentiel sur les bords. Bickerton et Advani [28] ont étudié ce phénomène dans le cadre des procédés LCM. Ils réalisent une pièce plane en injection RTM, avec un espace libre entre la préforme et le moule sur l'un des flancs de la pièce, afin de caractériser le phénomène de « Racetracking »(figure 2.9). La corrélation entre le front de fluide mesuré par caméra et l'utilisation d'une simulation d'écoulement (loi de Darcy), leur permet de définir une perméabilité constante sur les bords. L'utilisation de cette perméabilité semble permettre la prise en compte des phénomènes de « Racetracking » dans la simulation de la phase de remplissage.

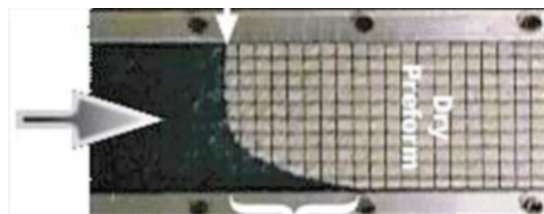


Figure 2.9 – Exemple du phénomène de race tracking [28]

Pour éviter la formation de « zones sèches », il est préconisé d'assurer un front d'injection qui

progressive uniformément vers l'évent. C'est-à-dire un front qui se déplace sous la forme d'une ligne droite ou d'un demi cercle en 2D, et plan ou hémisphérique en 3D. Généralement des points d'injection ou d'évent sont rajoutés afin de garantir une propagation uniforme du front d'injection.

Certains auteurs [108, 142, 171, 216, 238] ont développé des systèmes permettant de suivre et contrôler l'évolution du front d'écoulement. Les capteurs placés en surface de moule permettent de détecter une perturbation de front de résine, par comparaison du front mesuré avec le front d'injection issu de simulations numériques. Des scénarios prédéfinis permettent d'anticiper l'évolution du front de résine et de le corriger en actionnant des points d'injection/évent ou en modifiant localement la pression ou le débit d'injection. Cette technique permet de prendre en compte toutes les variabilités qui peuvent survenir lors du procédé d'élaboration et les singularités de la pièce. Néanmoins cela nécessite l'intégration d'un système d'instrumentation compatible avec les spécifications du procédé, et un système de contrôle permettant de prendre en compte tous les scénarios de remplissage possibles.

- Formation et transport des porosités

Lors de la phase de remplissage, au fur et à mesure de l'avancée du front de résine, la résine va non seulement remplir les vides inter toron (mésoscopiques), mais aussi imprégner les torons. Les torons de filaments étant très denses, les espaces à l'intérieur des torons sont très faibles. Ainsi l'imprégnation des torons est beaucoup plus lente que l'imprégnation des espaces inter toron. C'est pourquoi il est nécessaire d'avoir à l'esprit ces deux échelles, en particulier pour la détermination des conditions d'élaboration qui minimisent l'emprisonnement des bulles d'air dans la pièce. Parnas *et al.* [200] ont mis en évidence ces phénomènes d'écoulement à deux échelles. De manière générale, on constate qu'à faible pression, l'imprégnation des filaments constituant le toron est favorisée, celle-ci étant gouvernée majoritairement par des effets de capillarité. A l'inverse pour des pressions moyennes (3 à 5 bars en RTM), l'imprégnation des vides inter torons est majoritaire, elle est dominée par l'effet des forces visqueuses.

Hayward et Harris [96] ont montré l'apport du maintien du vide lors de la phase d'imprégnation sur les performances mécaniques de la pièce. La mise sous vide de la préforme tend à diminuer le taux de porosité et semblerait favoriser l'imprégnation des fibres au niveau du front d'injection, en réduisant l'air contenu à l'intérieur des torons de fibre. En effet Hayward et Harris [96] et Lundstrom *et al.* [155] montrent qu'en considérant la loi des gaz parfait, la création du vide au front d'injection tend à réduire la taille des bulles d'air emprisonnées, allant jusqu'à les dissoudre dans la résine. Une autre étude de Staffan et Lundstrom [239] confirme cet effet et montre que la pression et la vitesse jouent aussi un rôle déterminant dans la dissolution des bulles d'air.

De nombreuses études [20, 100, 113, 134, 145, 202, 203, 219] montrent qu'il existe une vitesse d'injection optimale qui minimise la formation des vides. Patel [202, 203] a étudié l'influence des forces de capillarité sur la formation de vides. Il met en évidence de manière expérimentale la dépendance entre le volume des vides et un nombre sans dimension dérivé du nombre capillaire qui s'exprime par :

$$Ca^* = \frac{\eta V}{\gamma \cos(\theta)} \quad (2.26)$$

avec V la vitesse de la résine, η la viscosité, γ la tension de surface air/résine et θ l'angle de contact entre la résine et les fibres. Il constate expérimentalement que pour un faible Ca^* il y a formation de macro vide, les forces visqueuses étant minoritaires, et que pour un Ca^* élevé il y a formation de micro vide, les forces capillaires étant minoritaires. Il est donc possible d'établir de manière empirique une relation entre le pourcentage de macro/micro vide et le nombre capillaire. Cette relation est donnée par :

$$V_M = -A - B \log Ca^* \quad (2.27)$$

avec V_M le pourcentage de vide. Labat *et al.* [134] se sont appuyés sur cette relation afin d'optimiser les paramètres d'injection en RTM. Cela leur permet de déterminer une fenêtre de processabilité, avec comme critère la minimisation du pourcentage de vide. En effet le nombre capillaire étant directement lié à la vitesse on peut déterminer une vitesse optimale d'injection pour un fluide donné (figure 2.10).

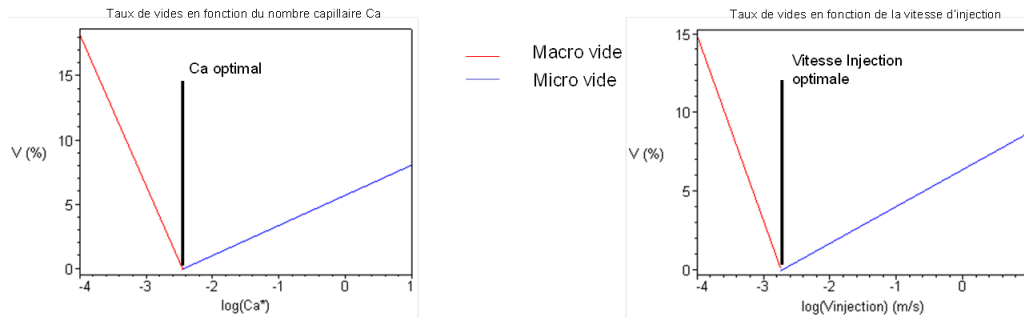


Figure 2.10 – Evolution du taux de vide avec le nombre capillaire Ca^* à gauche et avec la vitesse d'injection à droite [134, 145]

Plus récemment, Leclerc et Ruiz [145] ont étudié l'évolution de la porosité lors de la fabrication de pièces composites par le procédé RTM. Ils déterminent expérimentalement le pourcentage de vide au sein de plusieurs pièces fabriquées avec des paramètres procédés différents. Ils montrent qu'avec une pression d'injection constante on a une concentration de vide à proximité de l'évent. Cela s'explique par la chute de la pression et de la vitesse de l'écoulement au fur et à mesure que l'on s'éloigne du point d'injection. Il est donc essentiel d'assurer une vitesse optimale au niveau du front de résine. Cette vitesse est déterminée en fonction de la résine et du type de renfort, par l'intermédiaire du nombre capillaire. Ils retrouvent les caractéristiques de la figure 2.10.

Ruiz *et al.* [219] ont utilisé à leur tour la notion du nombre capillaire pour optimiser le pourcentage de vide, au cours du remplissage d'une préforme. Ils déterminent numériquement le Ca^* optimal, afin d'évaluer l'évolution du débit d'injection nécessaire au maintien d'une vitesse optimale du front de résine (correspondant à ce Ca^*). Ils intègrent une boucle de correction du débit d'injection à une modélisation par éléments finis de l'écoulement de la résine au sein d'une

préforme. Les résultats sont très prometteurs, car à l'aide de cet outil numérique ils déterminent les paramètres d'injection permettant de minimiser le pourcentage de vide. Grâce à un cycle optimisé ils montrent une réduction de plus de 50% du pourcentage de vide. Néanmoins cette démarche requiert la caractérisation de nombreux paramètres liés aux constituants, qui peut s'avérer très laborieuse.

Au vu de cette section, la détermination et le pilotage de la pression d'injection s'avèrent donc être des paramètres à maîtriser dans la fabrication de pièces composites hautes performances.

2.4.2 Les sources de distorsions résiduelles

La consolidation d'un matériau composite se fait par l'intermédiaire d'une phase de cuisson qui est commandée par un cycle de cuisson. Selon les caractéristiques de la résine et la géométrie de la pièce le cycle de cuisson peut comporter plusieurs paliers de température. Dans le cadre de la résine RTM6 et de nos pièces, Hexcel préconise un cycle de cuisson de 1h à 180°C.

Lors de ces évolutions de température, la réticulation de la résine et la différence de comportement mécanique des différents constituants du matériau peuvent être à l'origine de contraintes résiduelles. Celles-ci peuvent nuire aux performances mécaniques de la pièce finale, allant jusqu'à engendrer des distorsions géométriques. Un exemple connu, qui illustre bien ce phénomène est la réalisation du fuselage du Boeing 787. Les tronçons du fuselage sont réalisés en une seule pièce, puis assemblés chez le constructeur de l'avion avec l'ensemble des sous éléments. Lors de la phase d'assemblage, Boeing a constaté des défauts dimensionnels de plus de 7 mm (figure 2.11) qui ont fortement compromis la jonction des différents tronçons.

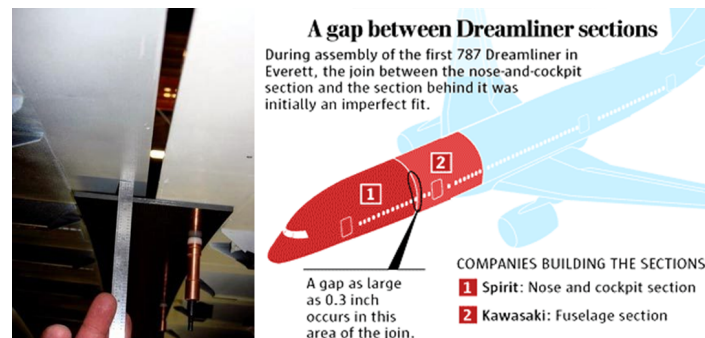


Figure 2.11 – Défauts dimensionnels lors de l'assemblage du fuselage du Boeing Dreamliner 787 [78]

Il est donc primordial de limiter la formation de ces contraintes. Pour ce faire il est nécessaire d'avoir une bonne compréhension des principaux mécanismes qui sont à l'origine de la formation de ces contraintes. On trouve principalement quatre origines qui sont :

- le phénomène de contraction volumique de la résine (« Shrinkage »), qui a lieu lors de la réticulation de la résine ;
- la consolidation non uniforme de la pièce (gradients thermiques) ;
- le retrait d'origine thermique des constituants, qui a lieu lors du refroidissement du matériau

composite ;

- l'interaction entre le moule et la pièce.

- Le retrait chimique de la résine

Le retrait chimique d'une résine thermodurcissable intervient lors de la réticulation de la résine. La formation d'un réseau 3D va engendrer une déformation de compression isotrope de la résine. On peut illustrer ce phénomène en traçant la variation de volume lors d'un cycle de cuisson (figure 2.12).

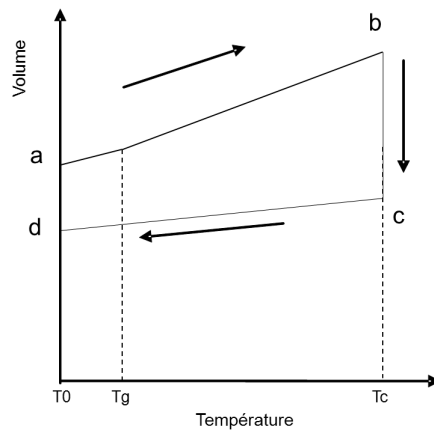


Figure 2.12 – Variation du volume spécifique d'une résine lors d'un cycle de réticulation

Le segment a-b correspond à la phase de montée en température, donc on a un phénomène de dilatation thermique de la résine qui est mis en jeu. On a un changement de pente à la température de gélification où la résine passe d'un état liquide à un état de gel caoutchoutique. Puis lors de la cuisson de la résine (segment b-c) on a une contraction volumique de la résine due à la réticulation. On parle de retrait chimique de la résine. La variation de volume associée à ce retrait chimique peut atteindre 10% en fonction du type de résine. Il est admis que cette variation de volume est indépendante de la température de cuisson. Le segment c-d correspond à la phase de refroidissement, sous l'effet de la chute de température la résine se contracte avec une pente différente de celle observée en montée de température, car la résine a changé d'état. Sur le segment a-b la résine est en phase liquide et caoutchoutique, alors que sur le segment c-d la résine est en phase vitreuse. Il est donc nécessaire de considérer l'état où se trouve la résine pour définir ses caractéristiques.

En résumé, la variation de volume de la résine, lors d'un cycle de réticulation, peut s'exprimer sous la forme d'une contribution d'origine thermique et chimique comme ci-dessous :

$$\left(\frac{1}{V_0} \frac{dV}{dt}\right)_{totale} = \left(\frac{1}{V_0} \frac{dV}{dt}\right)_{thermique} + \left(\frac{1}{V_0} \frac{dV}{dt}\right)_{chimique} \quad (2.28)$$

- Consolidation non uniforme

Lorsque les dimensions d'une pièce deviennent grandes, des gradients de propriétés peuvent se former et engendrer des contraintes résiduelles. C'est particulièrement le cas pour des pièces épaisses, du fait de la faible conductivité thermique dans le sens transverse par rapport à celles dans le plan, et du caractère exothermique de la réaction de réticulation. En effet lorsque le cycle thermique est mal maîtrisé, l'exothermie de la résine peut engendrer une élévation de température au cœur du matériau qui va augmenter la vitesse de réticulation et ainsi conduire à une réticulation prématurée au cœur du matériau.

Ruiz et Trochu [220] ont étudié l'influence de ces gradients de propriétés sur la qualité de la pièce finale par l'intermédiaire d'un modèle thermomécanique. Dans le cadre de la réalisation d'une pièce de 15 mm d'épaisseur, ils montrent qu'une cinétique de réticulation non homogène dans l'épaisseur engendre des contraintes résiduelles, conduisant à la fissuration de la matrice (figure 2.13). En effet, lors d'un cycle de réticulation à haute température, on peut avoir un cycle de cuisson du type « outside-to-inside », c'est à dire un degré de cuisson qui évolue plus rapidement en surface de pièce qu'au centre. Cela conduit à la formation d'une contrainte résiduelle de compression élevée au cœur du matériau. Une autre condition particulièrement préjudiciable aux qualités dimensionnelles de la pièce est une cuisson « One side cure ». Comme son nom l'indique il s'agit d'une cuisson qui est accélérée sur un côté de la pièce. C'est typiquement le cas lorsqu'un plateau de la presse a une température supérieure à l'autre. Cela conduit à un niveau moins élevé de contrainte dans le matériau que le type de cuisson précédent, mais à une distribution non symétrique de la contrainte qui peut conduire à un gauchissement de la pièce au démoulage.



Figure 2.13 – Fissuration de la matrice lors de l'élaboration d'une pièce épaisse [220]

La maîtrise du cycle de cuisson est donc primordiale pour la réalisation des pièces industrielles. Pour minimiser l'apparition de ces contraintes résiduelles, de nombreux auteurs [7, 33, 43, 70, 84, 87, 167, 168, 189, 191, 195, 196, 199, 231, 237, 278] ont travaillé sur l'optimisation du cycle de cuisson à travers la définition de nouveaux cycles thermiques appliqués au moule. L'optimisation est réalisée à partir d'une modélisation des phénomènes thermo chimiques qui ont lieu lors du procédé, en modifiant le nombre, la valeur et la durée des paliers de température ainsi que la vitesse de température. Ils ont pour principal objectif l'homogénéisation du cycle de réticulation, en particulier dans le cadre de la fabrication de pièces de « forte » épaisseur ou avec changement d'épaisseur.

- Le retrait thermique

Une source importante de contraintes résiduelles, provient de la contraction thermique différentielle des constituants qui composent le matériau composite, lors du refroidissement du

matériau. En effet, la résine ayant un coefficient de dilatation thermique ($\approx 60\mu\epsilon/^\circ\text{C}$) plus élevé que celui des fibres de renfort ($\approx 0,4\mu\epsilon/^\circ\text{C}$ pour des fibres de carbone dans le sens des fibres), on observe à l'échelle micro la formation de contraintes proportionnelles à la température. A cette échelle cette contrainte reste faible et n'a pas d'impact sur la géométrie de la pièce, néanmoins elle peut diminuer les performances mécaniques du matériau [270].

On retrouve ce phénomène à l'échelle des plis qui composent une pièce. Par exemple le coefficient de dilatation thermique d'un pli UD dans la direction des fibres est de l'ordre de 1 à $2\mu\epsilon/^\circ\text{C}$, alors que dans le sens transverse il est de $30\mu\epsilon/^\circ\text{C}$. Cette différence de comportement crée des contraintes dans les plis qui peuvent donner lieu à des déformations géométriques importantes. Il est possible de mettre en évidence ces déformations en réalisant une pièce plane avec un drapage asymétrique. Lors du refroidissement de la pièce on peut observer la formation d'une courbure (figure 2.14) proportionnelle à l'écart entre la température de cuisson et la température ambiante.

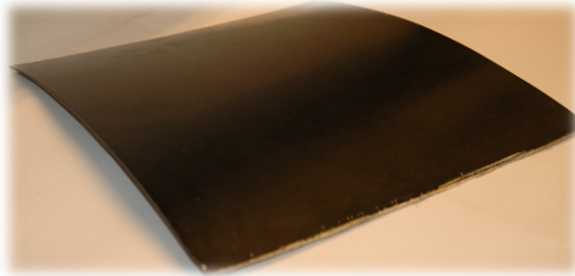


Figure 2.14 – Courbure lors de l'élaboration d'un panneau $[0_2, 90_2]$

Il est cependant possible de prévoir assez rapidement le comportement thermomécanique de ce type de géométrie (plaque) par la théorie des plaques stratifiées (CLPT). La figure 2.15 montre le champ de déformation obtenu par la CLPT à la suite d'un chargement thermique $\Delta T = -160^\circ\text{C}$, qui peut être assimilé à la phase de refroidissement. On peut observer notamment que les déformations thermiques pour un drapage asymétrique ont pour conséquence le déplacement de l'axe neutre de flexion. Cela explique la courbure observée expérimentalement.

L'utilisation de cet outil peut donc permettre d'évaluer le comportement d'un stratifié donné et d'optimiser par exemple le plan de drapage afin de limiter les contraintes résiduelles dans le matériau.

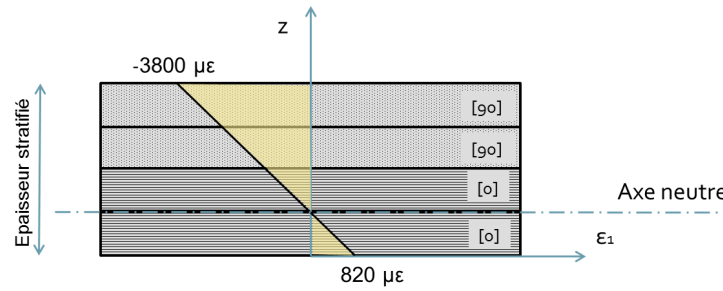


Figure 2.15 – Exemple d’application de la CLPT : champ de déformation en fin de refroidissement ($\Delta T = -160^{\circ}\text{C}$)

- L’interaction moule/pièce

La nature et donc les propriétés mécaniques du moule peuvent avoir une grande influence sur la création de contraintes résiduelles. Bien que les surfaces du moule sont traitées avec un agent démoulant, il subsiste un contact entre la pièce et le moule. Lors du refroidissement, la différence de coefficient de dilatation thermique à cette interface moule/pièce peut engendrer une contrainte de cisaillement lors de la phase de refroidissement. Le cisaillement à l’interface moule/pièce va ainsi créer une contrainte hétérogène dans la pièce (figure 2.16). La dimension de la pièce et la différence de coefficient de dilatation thermique sont les principaux paramètres qui vont déterminer le niveau de ces contraintes.

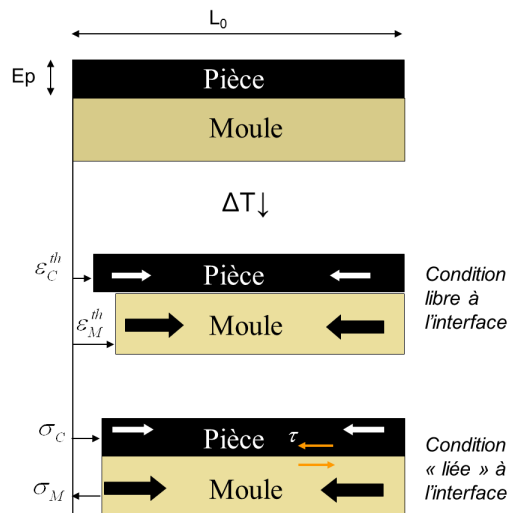


Figure 2.16 – Description de l’interaction outil/pièce

Antonucci *et al.* [7] ont mis en évidence l’influence de l’interaction moule/pièce à travers l’étude expérimentale et numérique de la réticulation d’un échantillon de résine. Lors de la montée en température, ils constatent une influence du moule dès le point de gélification de la résine. La résine est dans un état de compression du fait du faible coefficient de dilatation du moule comparé

à celui de la résine. A l'inverse dans la phase de refroidissement, la résine se contracte plus que le moule, ce qui met la résine dans un état de traction. Ils effectuent une comparaison de la déformation obtenue en fin de refroidissement entre un moule aluminium et un moule en acier. Ils constatent que le niveau de déformation est plus grand avec un moule en aluminium, ce qui montre que le moule a une influence importante sur l'évolution de déformation de la résine.

Mihnea et Khairul Alam [170] ont étudié l'influence de l'utilisation de moules en composite et en acier par une approche numérique appliquée à une géométrie de pièce composite avec un angle à 90° . Le modèle numérique mis en place permet de mettre en évidence une contrainte de compression dans la pièce 8 fois plus grande avec un moule en acier qu'avec un moule composite. Cette contrainte engendre un écart entre l'angle après fabrication et l'angle initial (90°) deux fois plus grand avec un moule en acier. Néanmoins ces résultats sont à prendre avec précautions car ils reposent sur une hypothèse forte à l'interface moule/pièce. En effet les auteurs imposent un contact parfait entre la pièce et le moule ce qui a pour conséquence de surestimer les contraintes induites par cette interaction lors du refroidissement.

Twigg *et al.* [254] ont largement étudié ce phénomène dans le cadre des procédés par voie sèche. Ils ont mis en évidence l'influence du cisaillement à l'interface moule/pièce sur des pièces de faibles épaisseurs, réalisées en autoclave. Ils ont constaté que toutes les pièces étaient non conformes, c'est à dire qu'elles s'étaient déformées, malgré un drapage unidirectionnel $[0]_n$. Ils montrent, entre autre, que cette déformée augmente avec la longueur de la pièce. Le dispositif expérimental mis en place dans cette étude permet de montrer qu'il existe une contrainte de cisaillement au-delà de laquelle il y a un détachement entre la pièce et le moule. A partir de ces mesures ils proposent une modélisation du contact moule/pièce qui associe deux conditions (2.17). Une première partie prend en compte une condition de contact parfait jusqu'à une contrainte de cisaillement maximale, puis la seconde partie correspond à un contact avec une contrainte constante dépendante du degré de réticulation du matériau α . La difficulté repose sur la définition de l'interface en contact avec la pièce (δ), car celle-ci est mobile au cours du refroidissement. En effet à un instant t du refroidissement seule une partie de la pièce est en contact avec le moule.

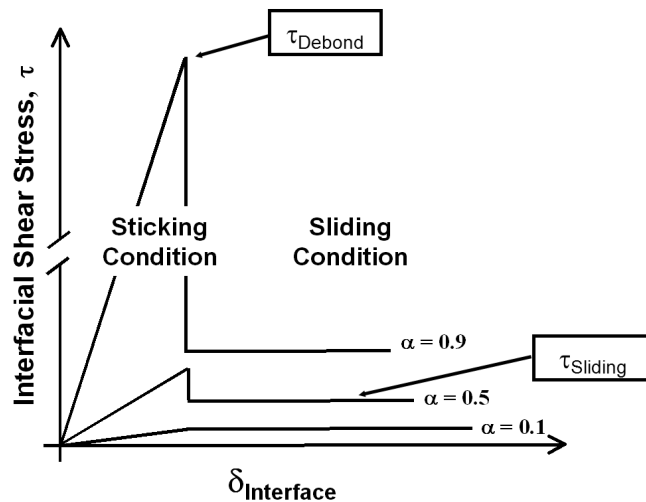


Figure 2.17 – Conditions à l’interface outil/pièce [254]

de Oliviera *et al.* [52] et Khoun *et al.* [127] ont comparé l’effet de différents types de moule, métallique, aluminium et composite, en particulier, les déformations engendrées au sein d’une pièce composite au cours du procédé par autoclave. L’originalité de ces travaux est la mesure des déformations résiduelles au cours du procédé d’élaboration par un réseau de Bragg. Une comparaison est réalisée entre des mesures de déformation du moule et des déformations de la pièce *in situ*. Les résultats montrent que le moule joue un rôle prépondérant dans la création de contraintes au début de la phase de refroidissement.

- Autres effets

Influence du cycle de cuisson

Kim et Daniel [129] ont étudié expérimentalement l’influence du cycle thermique de cuisson sur des pièces avec un drapage asymétrique, réalisées par le procédé RTM. Ils constatent que la courbure de la pièce est réduite de 30% pour un palier de cuisson avec une température de cuisson faible. Néanmoins pour atteindre le degré de cuisson maximum il est nécessaire d’accroître la durée du palier de cuisson. De plus ils constatent que les contraintes formées au dessus de la T_g du matériau n’ont pas d’influence sur la courbure de la pièce. Ainsi ces contraintes semblent être relaxées.

Par contre, Kaynak *et al.* [121] constatent que pour des températures de cuisson élevées on a une chute des performances mécaniques du matériau en particulier lors de la caractérisation par un essai de traction. Ils attribuent cette chute à une mauvaise imprégnation de la préforme, due d’une part à une gélification prématurée de la résine et d’autre part, à un accroissement de la taille des bulles d’air dans la résine par la température.

Influence de la vitesse de refroidissement

Sarrazin *et al.* [222] ont étudié l’influence de la vitesse de refroidissement sur la courbure d’une pièce avec un drapage asymétrique. Ils constatent qu’un panneau réalisé avec une vitesse de

refroidissement de $0,6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ donne une courbure plus faible qu'un refroidissement à $4,2^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Les auteurs expliquent que lorsque l'on a une vitesse de refroidissement assez lente, on peut avoir une relaxation des contraintes résiduelles, ce qui peut expliquer la diminution de courbure. Ce résultat a été confirmé par White et Kim [269] qui ont étudié l'influence des paramètres procédés par l'intermédiaire d'un modèle viscoélastique.

2.5 Conclusion

Nous avons vu dans ce chapitre que les procédés d'élaboration des matériaux composites par voie humide mettent en jeu de nombreux phénomènes qui ont lieu simultanément. C'est pourquoi il est très difficile de prédire l'évolution des paramètres procédés, d'autant plus qu'il existe de nombreuses sources d'incertitude sur les propriétés matériaux et leurs évolutions.

Cependant, la détermination des paramètres procédés est un point essentiel pour le développement d'une pièce composite. Nous avons vu que la non maîtrise d'un cycle d'injection ou de réticulation peut conduire à des défauts non admissibles tels que la formation de porosité ou de contraintes résiduelles.

Bien souvent, les industriels s'appuient sur leur expérience pour la définition de leurs outillages et des paramètres procédés associés. Dès lors que les pièces deviennent complexes, par la structure des matériaux utilisés ou de la géométrie de la pièce, ils ont recours à des campagnes d'essais (*trials and errors*), qui accroissent considérablement le coût de conception et de fabrication d'une nouvelle pièce composite.

Néanmoins il existe aujourd'hui de nombreuses approches pour améliorer le processus de développement d'une nouvelle pièce composite, en particulier pour la détermination des paramètres procédés mais aussi pour le contrôle du procédé. Cela suppose au préalable une bonne connaissance des défauts et de leurs origines, ainsi que des paramètres influençant leurs apparitions. Les principaux défauts rencontrés lors de la réalisation d'une pièce composite par voie liquide, ainsi que les paramètres qui ont le plus d'influence sur eux sont listés dans le tableau suivant :

Phase d'imprégnation	
<i>défauts</i>	<i>paramètres</i>
zones sèches	Stratégie d'injection
porosité	Pression/Débit d'injection
Phase de cuisson	
<i>défauts</i>	<i>paramètres</i>
Distorsions dimensionnelles	Dilatation thermique des constituants
	Retrait chimique de la résine
	Drapage du stratifié
	Température de cuisson
	Expansion thermique du moule

Tableau 2.1 – Principaux défauts et leurs origines

Nombres de ces défauts peuvent être évités. Cela requiert une maîtrise et un contrôle des paramètres procédés. Ceux-ci peuvent s'opérer « Off line » pour la détermination et l'optimisation des paramètres procédés avant fabrication, et/ou « On line » pour le contrôle en temps réel de la qualité de la pièce lors de l'élaboration. Cela passe par la mise en place de modèles numériques et d'un système d'instrumentation adapté au procédé.

Malgré la complexité du procédé, les modèles numériques permettent aujourd'hui d'avoir une bonne estimation de l'influence des paramètres procédés sur la qualité de la pièce finale. Par conséquent il est possible notamment de connaître l'évolution du front d'injection lors de l'imprégnation de la préforme, et de simuler différentes stratégies d'injection en vue de sélectionner celle qui va minimiser le risque de formation de zones sèches. De même pour le cycle de cuisson de la pièce, l'utilisation de modèles thermochimiques peut permettre de définir les cycles de température de sorte à favoriser un champ de température homogène dans la pièce. De plus l'adjonction d'un modèle mécanique peut permettre d'évaluer le niveau de contraintes dans le matériau, et de prendre en compte les distorsions associées en amont de la fabrication des outillages.

Néanmoins pour être pertinents, ces modèles doivent être corrélés à des mesures effectuées en temps réel sur le procédé. En effet il existe de nombreuses sources d'incertitudes liées à des opérations manuelles, mais aussi à la définition et l'évaluation des données d'entrées des modèles nécessitant le recours à des hypothèses simplificatrices.

Définition d'un pilote d'injection de laboratoire

Sommaire

3.1	Introduction	52
3.2	Les équipements	52
3.3	Définitions des géométries de référence	55
3.3.1	Pièce de faible et « forte » épaisseur	56
3.3.2	Pièce avec saut d'épaisseur	59
3.4	Outillages RTM modulaires	61
3.4.1	Outillage aluminium	61
3.4.2	Outillage composite	62
3.4.3	Insertion des capteurs	62
3.5	Les matériaux	66
3.5.1	Résine RTM6	66
3.5.2	Les renforts	66
3.5.3	HexTool	68

3.1 Introduction

Nous avons développé dans ce projet un pilote d'injection de laboratoire, qui a pour objectif de valider la méthodologie et les solutions nécessaires au suivi des paramètres procédé en condition quasi-industrielle, tout en maîtrisant et garantissant les spécifications de la pièce produite.

Pour ce faire, nous avons défini et mis en place ce pilote au sein de l'école des Mines de Saint-Etienne basé sur le principe du procédé d'injection RTM. Ce procédé a été couplé à un système d'instrumentation innovant, à base de capteurs à fibre optique, qui permet de suivre l'évolution des paramètres procédés, en particulier l'état physique de la pièce « insitu » au cours de l'élaboration. L'implantation de ces nouveaux capteurs pour le procédé nécessite de développer d'une part des solutions technologiques permettant leur intégration, et par la suite de définir des cas d'élaboration permettant de mettre en évidence les apports de ces nouveaux capteurs, en particulier les paramètres procédés accessibles. L'expérience acquise à travers la mise en place de ce pilote permet à terme d'établir des recommandations de mise en œuvre avant l'application de ces technologies sur des applications industrielles.

Ce chapitre présente donc la définition des équipements et des pièces retenues pour ce pilote de laboratoire ainsi que les principaux matériaux utilisés.

3.2 Les équipements

Dans le cadre du projet LCM Smart nous avons fait l'acquisition des équipements nécessaires à la mise en place du procédé RTM (figure 3.1). Il comprend une unité d'injection de résine, et une presse à plateaux chauffants. Ces équipements permettent d'élaborer des pièces en matériaux composites aussi bien en injection qu'en infusion.

Le choix de ces équipements a été réalisé en concertation avec les partenaires industriels de ce projet, et en particulier avec l'entreprise Isojet fournisseur d'équipements pour la mise en œuvre de matériaux composites. On se propose de décrire brièvement l'unité d'injection et la presse à plateaux chauffants qui composent ce démonstrateur.



Figure 3.1 – Les équipements du démonstrateur de laboratoire

Unité d'injection

L'unité d'injection permet de mettre sous pression et à température une résine contenue dans une cuve. L'avantage de cet équipement est d'avoir une chauffe locale de la résine. En effet avec cet équipement il n'y a que la résine en contact avec le piston qui est portée à température d'injection (figure 3.2). Ainsi on préserve les caractéristiques de la résine contenue dans la cuve. De plus, le contrôle en débit/pression de la résine sur la ligne d'injection est assuré par une pompe volumétrique et un capteur de pression, couplés à un contrôleur PID. L'interface opérateur permet d'imposer le cycle d'injection désiré en pression ou débit imposé. Le tableau 3.1 résume les principales caractéristiques de cet équipement.

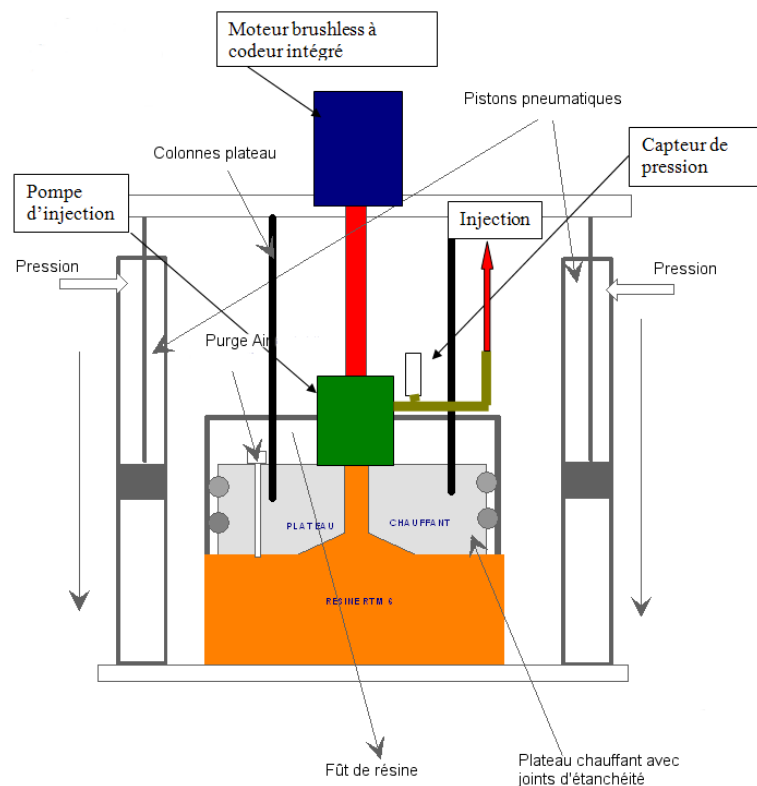


Figure 3.2 – Schéma de principe de l'unité d'injection

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Température Max	T_{Max}	°C	150
Pression Max	P_{Max}	bar	10
Débit Max	ϕ_{Max}	cm^3/min	360

Tableau 3.1 – Principales caractéristiques de l'unité d'injection

Presse à plateaux chauffants

Lors du procédé RTM, l'injection de la résine à travers les moules nécessite de maintenir fermés ces moules par l'intermédiaire d'une pression de fermeture. Cette pression de fermeture est d'autant plus importante que la pression d'injection est élevée, et que les dimensions de la pièce sont grandes. Ce sont les éléments principaux qui dimensionnent la presse. Dans le cadre de ce pilote les dimensions maximales de nos outillages sont de $500 \times 500 \text{ mm}^2$. Un système pneumatique permet d'assurer une pression de fermeture de l'ordre de 40 t, par l'intermédiaire d'une manche gonflable (figure 3.3). Cette pression permet de garantir la fermeture de nos outillages avec un coefficient de sécurité de 2 pour des injections ne dépassant pas 5 bars. Nous avons privilégié des plateaux de $650 \times 650 \text{ mm}^2$ afin d'assurer un champ de température homogène dans la pièce (limitation des effets de bord).

Le chauffage des moules est réalisé par des résistances électriques réparties dans les deux plateaux de la presse. Un contrôleur PID permet d'appliquer les cycles de température propres au procédé RTM et à la résine utilisée. Le tableau 3.2 en résume les principales caractéristiques.

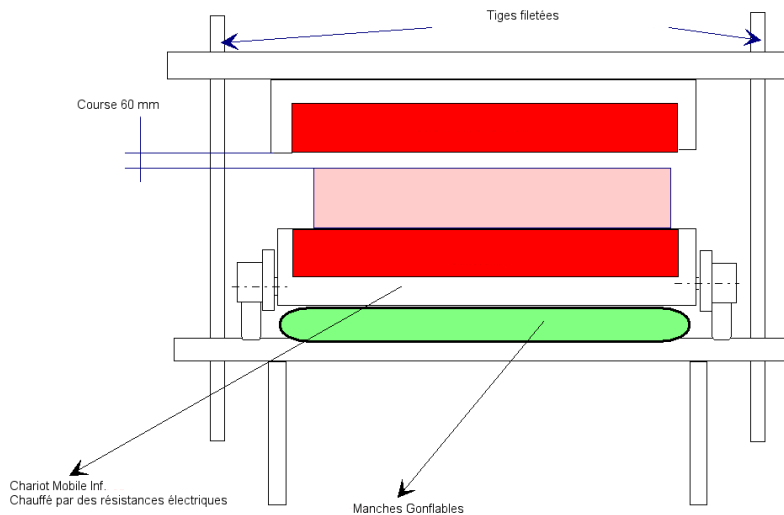


Figure 3.3 – Schéma de principe de la presse à plateau chauffant

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Température Max	T_{Max}	°C	200
Effort de fermeture Max	P_{Max}	t	40

Tableau 3.2 – Principales caractéristiques presse à plateaux chauffants

3.3 Définitions des géométries de référence

La définition des pièces réalisées sur ce pilote a été réalisée en concertation avec les partenaires du projet. Nous avons sélectionné des géométries en ayant à l'esprit que l'objectif principal du pilote est de valider un système d'instrumentation, tout en maîtrisant et garantissant la qualité de la pièce. Cela impose des choix de pièce avec des géométries simplifiées qui permettent d'étudier séparément chacune des problématiques.

Les discussions avec les partenaires industriels de ce projet et la littérature suggèrent deux problématiques clefs pour garantir la fabrication de pièces complexes qui sont :

- l'influence des variations d'épaisseur au sein de la préforme sur la phase de remplissage ;
- l'élaboration de pièces épaisses.

La fabrication de pièces épaisses en matériau composite avec une matrice thermodurcissable pose des difficultés, en raison d'une libération de chaleur lors de la réaction de réticulation et de la faible conductivité thermique du matériau dans la direction de l'épaisseur. Ces difficultés peuvent conduire à des cycles de cuisson mal maîtrisés du fait d'exothermies locales, susceptibles de fragiliser la pièce. Il est donc important de suivre et contrôler industriellement les évolutions de température du moule et de la pièce, afin de limiter leurs impacts sur les propriétés mécaniques finales de la pièce.

Les variations d'épaisseurs, quant à elles engendrent localement des variations de perméabilité qui peuvent modifier l'écoulement de la résine. De plus, il est généralement nécessaire d'adopter une stratégie d'arrêt de pli pour réaliser une variation d'épaisseur, qui peut elle même être à l'origine de canaux préférentiels d'écoulement.

Pour étudier ces problématiques nous avons défini des cas tests, correspondant à des géométries simplifiées. Chacune de ces géométries a l'avantage de se focaliser sur une problématique particulière et de rendre a priori plus aisées la compréhension et la modélisation des phénomènes survenant lors de l'écoulement et de la cuisson.

Trois pièces ont donc finalement été retenues, des panneaux de faible et « forte » épaisseur et un panneau avec une variation d'épaisseur en son milieu. Ces mêmes problématiques seront étudiées dans le cadre du projet LCM Smart, pour la réalisation de deux démonstrateurs industriels, à savoir une poutre en A pour SKF Aerospace et un cadre en U pour Isoire Aviation (figure 3.4).

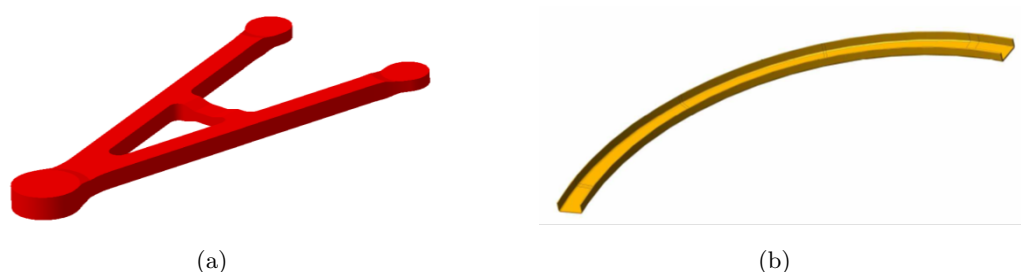


Figure 3.4 – Résultats numériques de la cuisson d'une résine thermodurcissable : (a) Bielle SKF ; (b) Poutre en U Isoire Aviation

3.3.1 Pièce de faible et « forte » épaisseur

- Géométrie

La pièce plane a été retenue, comme pièce de référence. Elle permet en effet en premier lieu de valider les nouveaux équipements et de valider la méthodologie d'élaboration. Cette géométrie (figure 3.5) permet aussi de réaliser les échantillons nécessaires à la caractérisation des performances des matériaux utilisés dans notre étude. De plus cette géométrie est couramment utilisée pour qualifier les nouveaux matériaux en industrie. Cela nous permet donc de faire facilement des comparaisons avec des pièces réalisées en milieu industriel par Hexcel. Cette pièce de référence est réalisée avec un outillage RTM en aluminium (référence industrielle) et HexTool ©.

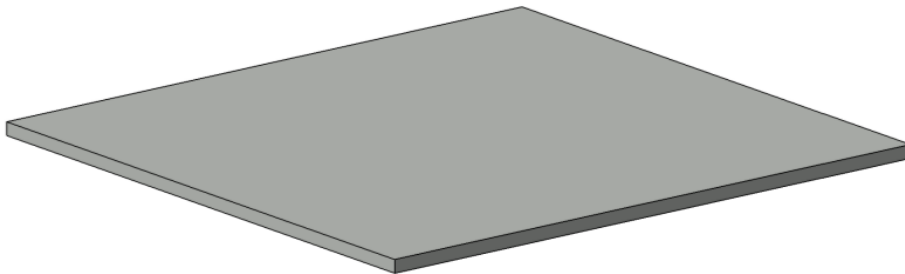


Figure 3.5 – Vue 3D de la pièce : plaque plane 350 x 330 mm^2

Nous avons sélectionné trois épaisseurs différentes 2,4 et 10 mm, qui permettent d'étudier l'influence de ce paramètre sur l'avancée du front de fluide et les propriétés physiques et mécaniques de la pièce finale. De plus, la pièce de 10 mm permet d'introduire des éventuelles phénomènes exothermiques propres à la réaction chimique de réticulation. En effet pour la résine RTM6, c'est à partir de cette épaisseur que l'on peut observer des influences sur le champ de température de la pièce.

- Plan de drapage

Le tableau 3.3 synthétise l'ensemble des drapages et matériaux utilisés pour la réalisation de ces pièces. L'ensemble des renforts sont des tissus composés principalement de fibres de carbone. Ces renforts sont fournis par Hexcel. Les préformes ont été réalisées afin d'atteindre un Tvf aux alentours de 60% et ainsi d'être le plus proche possible des Tvf utilisés pour la fabrication de pièces de structure primaire.

Une grande partie des pièces a été réalisée avec le matériau référencé 48580 (Hexcel), qui est un quasi UD tissé. Ce matériau a été retenu pour permettre l'insertion des capteurs à fibre optique dans les préformes. Comme nous le verrons dans le chapitre suivant l'insertion des capteurs dans des plis UD limite l'intrusivité du capteur et permet une analyse du champ de déformation

présent dans le stratifié. De plus, les 3% de fibre de verre dans la direction de la trame nous permettent de manipuler facilement les plis, en particulier pour la réalisation des préformes.

Ce matériau a été utilisé pour plusieurs empilements, dont un empilement $[0]_7$ pour valider le démonstrateur et caractériser les propriétés mécaniques et thermiques du pli, des stratifiés croisés $[90_2, 0_3, 90_2]$ et $[90, 0_2, 90]$ pour étudier l'influence des plis à 0 et 90 degrés, et enfin un empilement asymétrique $[90_2, 0_2]$ pour mettre en évidence les contraintes résiduelles.

Un cas de « forte » épaisseur a été réalisé en associant deux matériaux différents, à savoir le quasi UD 48580 et un tissu équilibré 48400 (architecture taffetas), afin de mesurer notamment les contraintes résiduelles dans un stratifié constitué majoritairement d'un tissu équilibré. Enfin un dernier cas a été réalisé avec le tissu G0986 (architecture sergé) et un empilement quasi isotrope $[+45, -45, 90, 0]_{3s}$ pour tester la faisabilité de l'instrumentation dans un cadre plus général.

Une partie des pièces a été réalisée avec des outillages en aluminium et composite afin de mesurer l'influence de l'outillage sur la qualité de la pièce finale.

Réf pièce	Géométrie de référence								
	Épaisseur 2 mm			Épaisseur 4 mm			Épaisseur 10 mm		
	PLP15F	PLP16F	PLP17F	PLP 05F	PLP 04F	PLP 02F	PLP 03F	PLP 02F	PLP 03F
Matériaux	48580 RTM6	48580 RTM6	48580 RTM6	48580 RTM6	48580 RTM6	48400 RTM6	48400,48580 RTM6	48400 RTM6	48400,48580 RTM6
Moule	Alu	HexTool	HexTool	Alu	Alu	Alu	Alu	Alu	Alu
Drapage	[90, 0 ₂ , 90]	[90, 0 ₂ , 90]	[90 ₂ , 0 ₂]	[90 ₂ , 0 ₃ , 90 ₂]	[0] ₇	[0/90] ₂₆	[[0/90] ₉ , 0 ₅ , [0/90] ₉]		
TVF théorique	64,00%	64,00%	64,00%	58,00%	58,00%	59,00%	59,00%	59,00%	59,00%

Tableau 3.3 – Drapages géométrie de référence

3.3.2 Pièce avec saut d'épaisseur

- Géométrie

La géométrie avec saut d'épaisseur (figure 3.6) est une singularité couramment rencontrée sur des pièces complexes. Elle est constituée d'une zone de faible épaisseur et d'une zone renforcée avec une épaisseur et un nombre de pli plus importants. Ainsi la zone renforcée peut être utilisée pour réaliser des jonctions entre différentes pièces par boulonnage. La zone intermédiaire entre la faible et « forte » épaisseur permet d'arrêter un certain nombre de plis, nécessaire pour effectuer le saut d'épaisseur.

Le saut d'épaisseur conduit à une pente de 30° . Ce qui correspond à la pente maximale observée au sein des préformes utilisées pour les pièces retenues par les industriels. Cette pièce permet donc d'étudier les éventuelles conséquences de cette singularité géométrique, en particulier sur l'écoulement au passage de la zone d'arrêt de plis. Cette pièce avec saut d'épaisseur est réalisée avec un outillage RTM aluminium.

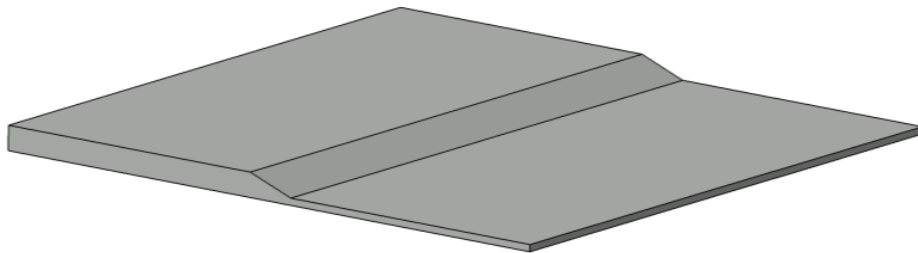


Figure 3.6 – Vue 3D de la pièce : plaque avec saut d'épaisseur $350 \times 330 \text{ mm}^2$

- Plan de drapage

Pour des questions de temps, cette pièce a été réalisée avec le quasi UD 48580 et un empilement unidirectionnel. Cela permet de réaliser la préforme en limitant le nombre de plis et de découpe. Le tableau 3.4 présente le plan de drapage retenu pour la réalisation de cette pièce. Elle est constituée de 8 plis dans la zone de faible épaisseur et 26 plis dans la zone de « forte » épaisseur. La stratégie d'arrêt de pli a été établie à partir des recommandations de nos partenaires industriels. Elle consiste à alterner l'arrêt successif de 3 plis en décalant progressivement l'arrêt dans la zone de variation d'épaisseur avec un pli de continuité. Enfin deux plis viennent reprendre l'intégralité de la préforme. Il s'agit là d'une stratégie d'arrêt de plis très simplifiée, qui ne prend pas en compte des critères visant à optimiser le comportement mécanique de la structure, en particulier des critères de conception visant à minimiser les sources de délaminage.

N° pli	Zone Ep. 14 mm	Zone mixte	Zone Ep. 4 mm
1	48580 0		
2	48580 0 +3 mm		
3	48580 0 +3 mm		
4	48580 0 +3 mm		
5	48580 0		
6	48580 0 +6 mm		
7	48580 0 +6 mm		
8	48580 0 +6 mm		
9	48580 0		
10	48580 0 +9 mm		
11	48580 0 +9 mm		
12	48580 0 +9 mm		
13	48580 0		
14	48580 0		
15	48580 0 +12 mm		
16	48580 0 +12 mm		
17	48580 0 +12 mm		
18	48580 0		
19	48580 0 +15 mm		
20	48580 0 +15 mm		
21	48580 0 +15 mm		
22	48580 0		
23	48580 0 +18 mm		
24	48580 0 +18 mm		
25	48580 0 +18 mm		
26	48580 0		

Tableau 3.4 – Plan de drapage pièce avec variation d'épaisseur

3.4 Outillages RTM modulaires

3.4.1 Outillage aluminium

Des outillages spécifiques ont été réalisés pour fabriquer les pièces de ce projet. Ils intègrent toutes les fonctions nécessaires à la fabrication de pièces composites telles que les systèmes de distribution de résine, d'insertion de capteur et d'étanchéité. Ces outillages ont été développés à partir d'un outillage de référence utilisé par la société Hexcel.

Un premier outillage « référence » a été réalisé à l'identique pour effectuer les essais de validation de l'équipement. Il s'agit d'un moule permettant d'élaborer des panneaux de dimensions $430 \times 430 \text{ mm}^2$, par injection périphérique, l'injection se faisant sur le bord de la pièce et l'évent étant central.

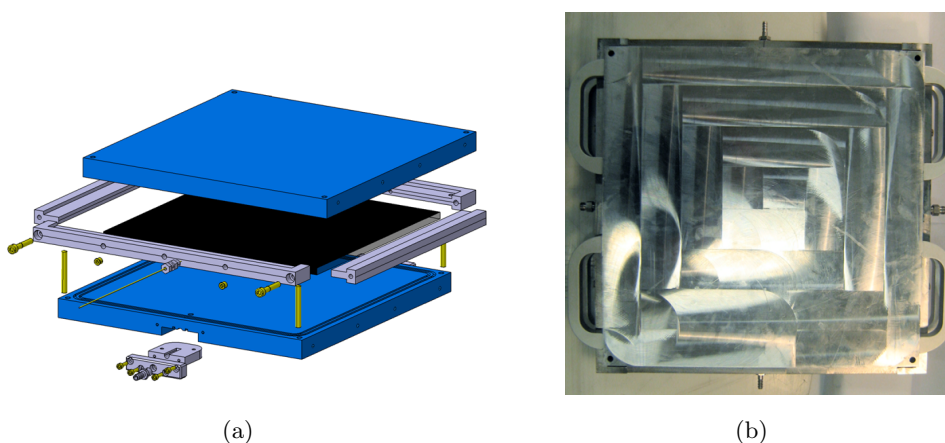


Figure 3.7 – Outillage RTM en aluminium : (a) Schéma de l'outillage ; (b) Outillage réalisé

Le second outillage permet de réaliser les pièces du démonstrateur de dimensions $350 \times 330 \text{ mm}^2$, par un système d'injection frontale (figure 3.7), sur l'un des flancs de la pièce. L'outillage est composé de deux supports en aluminium et d'un cadre en acier en plusieurs parties. Ainsi en changeant de cadre, il est possible de réaliser des panneaux avec des épaisseurs de 2, 4 et 10 mm, tout en conservant la majorité des pièces constituant l'outillage. La pièce avec saut d'épaisseur est quant à elle réalisée en positionnant un insert métallique dans le cadre du moule (figure 3.8). L'avantage de cet outillage modulaire réside dans les géométries de ses éléments qui sont de formes simples et donc relativement faciles à réaliser. En effet, la simplicité des éléments était un point du cahier des charges de cet outillage, afin que celui-ci soit réalisable dans la durée du projet par le laboratoire LaMi (IFMA), partenaire du projet LCM Smart. La contre partie de cette simplicité est la mise en œuvre de cet outillage qui requiert de la précision, afin d'assurer les tolérances géométriques de la pièce, en particulier l'ajustement et le montage du cadre métallique.

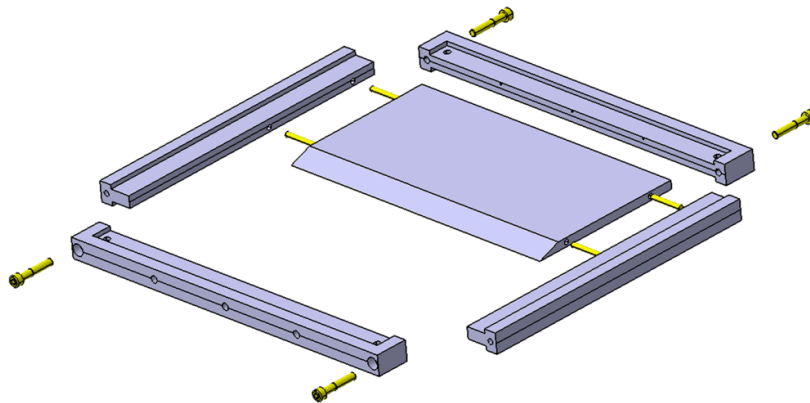


Figure 3.8 – Vue 3D du cadre et de l'insert : plaque avec saut d'épaisseur

3.4.2 Outillage composite

Un prototype d'outillage composite a été développé afin, d'une part de tester la faisabilité d'un outillage RTM en composite, et d'autre part d'étudier l'influence du moule sur les caractéristiques physiques des pièces élaborées. Ainsi pour faire une comparaison avec des pièces élaborées avec l'outillage en aluminium, nous avons conservé les mêmes géométries et dimensions d'outillage. L'ensemble des éléments du moule a donc été réalisé à partir de blocs HexTool fournis par Hexcel, sur le même principe que l'outillage précédent (figure 3.9). Seul le cadre métallique a été conservé, pour éviter d'éventuels problèmes de fabrication, du fait de la faible épaisseur de cette pièce.

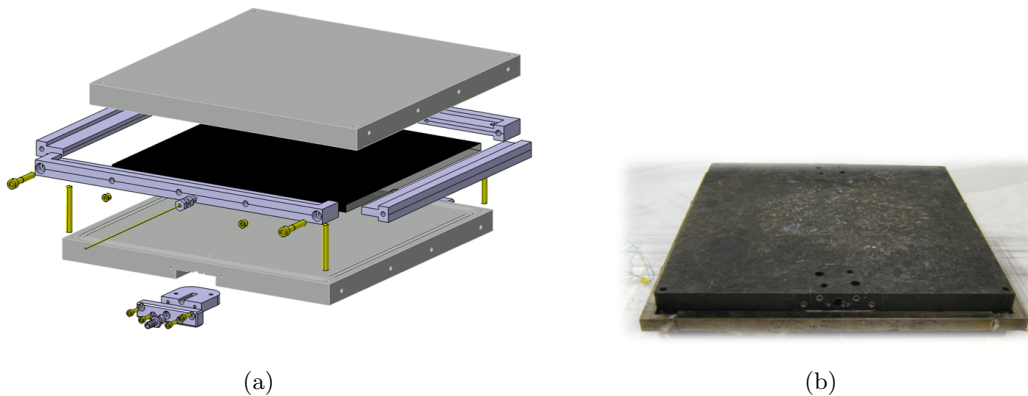


Figure 3.9 – Outillage RTM en composite : (a) Schéma ; (b) Outillage réalisé

3.4.3 Insertion des capteurs

L'insertion des capteurs est une partie importante du pilote développé dans le cadre de ce projet. En effet l'un des objectifs principaux est de valider des solutions permettant l'insertion

de capteurs dans le moule, afin d'acquérir des informations sur les phénomènes qui ont lieu lors du procédé d'injection. Les capteurs développés dans ce projet sont des capteurs à fibre optique qui ont été réalisés sur des fibres optiques d'un diamètre de 250 μm , comparable au diamètre d'un cheveu.

Nous avons donc développé dans ce projet des solutions permettant d'une part l'insertion des capteurs « InSitu » dans la préforme pour mesurer les évolutions de paramètres physiques au coeur de la pièce, et d'autre part des solutions d'instrumentation en surface d'outillage.

- Insertion dans la préforme

L'une des difficultés de l'instrumentation du procédé RTM est l'insertion des capteurs à l'intérieur du moule. A l'inverse des procédés d'infusion, la présence de parois rigides impose de mettre en oeuvre des solutions technologiques permettant d'insérer les capteurs dans le moule, tout en garantissant les spécifications du capteur et du procédé. De plus, les solutions d'insertion de capteur doivent être suffisamment robustes pour être applicables en milieu industrielles.

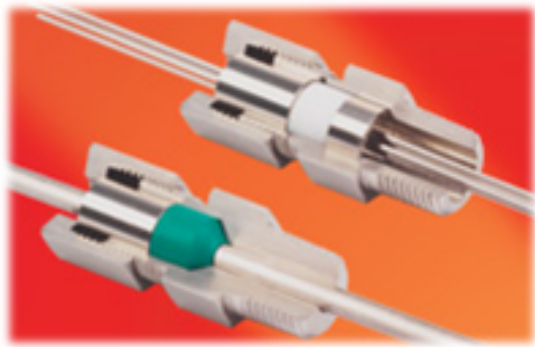
Par conséquent, le système d'insertion doit remplir les trois fonctions suivantes :

- Insérer un ou plusieurs capteurs dans le moule
- Positionner le capteur à l'intérieur du moule
- Garantir l'étanchéité du moule

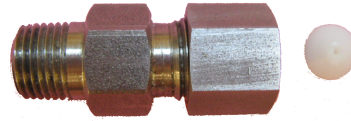
La veille technologique réalisée sur les systèmes d'insertion de capteur étanches a permis de sélectionner un système basé sur le principe du presse étoupe. Il s'agit d'un système qui permet de se fixer à une paroi et de réaliser l'étanchéité par compression d'un joint conique (figure 3.10). On a donc retenu le système commercialisé par Spectite qui permet de réaliser ces fonctions sur des éléments de faible dimension. Néanmoins ce système nécessite quelques précautions d'utilisation car il n'a pas été développé pour des éléments fragiles comme la fibre optique. Ainsi ce système a été adapté de sorte à réaliser l'étanchéité et la protection de la fibre. Les capteurs sont donc préalablement insérés dans des gaines en téflon pour les protéger mécaniquement. L'étanchéité est ensuite réalisée par déformation de la gaine téflon sur la fibre optique. Ainsi on limite les risques de détérioration du capteur.

- Insertion en surface de moule

Une solution d'instrumentation en surface de moule a été testée. L'avantage de ce type d'instrumentation est d'intégrer l'ensemble des capteurs à l'outillage. Ainsi cette instrumentation est plus propice à être utilisée en milieu industriel, et de plus elle n'induit aucune intrusivité des capteurs dans la pièce. L'objectif du pilote est de tester ce concept d'instrumentation, et d'étudier la réponse des capteurs en comparaison avec les mesures réalisées dans la préforme, afin de conclure sur le type de paramètres procédé accessible. La figure 3.11 décrit l'instrumentation intégrée au moule composite. Elle est composée d'une fibre optique avec 3 capteurs inscrits sur la fibre et de 3 thermocouples. Ces capteurs sont placés le long d'une gorge à fond semi sphérique



(a)



(b)

Figure 3.10 – Solution d'insertion de capteur dans la préforme : (a) Schéma ; (b) Système utilisé

de 2 mm de profondeur, à fleur de la surface fonctionnelle. Cette gorge est ensuite rebouchée à l'aide d'une résine chargée en fibre de carbone qui a des propriétés proche de celles de l'outillage. Nous reviendrons plus en détails sur la description et l'exploitation de cette instrumentation dans le chapitre 9.

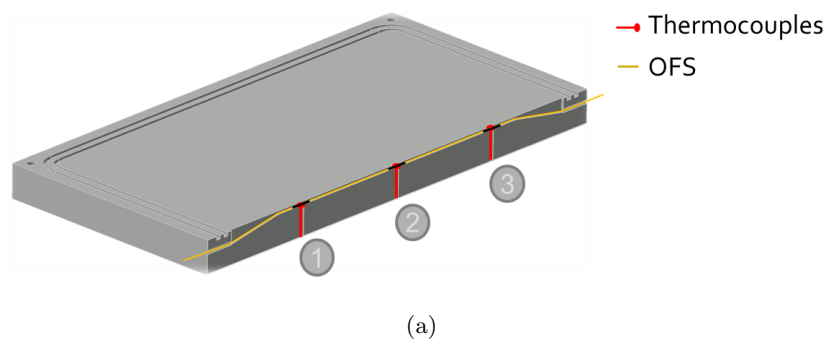


Figure 3.11 – Solution d’insertion de capteur dans l’outillage : (a) Schéma de principe ; (b) Outillage instrumenté.

3.5 Les matériaux

3.5.1 Résine RTM6

La résine RTM6 commercialisée par Hexcel a été utilisée pour la réalisation de l'ensemble des pièces du démonstrateur de laboratoire. C'est une résine thermodurcissable couramment employée pour la fabrication de pièce composite de hautes performances, particulièrement dans le secteur aéronautique. En effet c'est une résine qui a de bonnes caractéristiques mécaniques avec une T_g de l'ordre de 180°C (à l'état cuit). Les propriétés de cette résine sont présentées à l'état caoutchoutique et vitreux respectivement dans les tableaux 3.5 et 3.6 [117, 160, 244].

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Module de Young	E_r	GPa	2,89
Coefficient de poisson	ν	-	0,3
Module de cisaillement	G	GPa	1,1
Module de compression hydrostatique	K	GPa	2,4
Densité	ρ_r	kg/m^3	1140
Chaleur spécifique	Cp_r	$J/kg.K$	1238
Conductivité thermique	k_r	$W/m.K$	0,22
Coefficient d'expansion thermique	α_r	$10^{-6}/K$	55
Coefficient de retrait chimique	$\frac{\Delta V}{3V}$	%	1,8

Tableau 3.5 – Propriétés RTM6 à l'état vitreux

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Module de Young	E_r	GPa	0,07
Coefficient de poisson	ν	-	0,50
Module de cisaillement	G	GPa	0,02
Module de compression hydrostatique	K	GPa	15,2
Densité	ρ_r	kg/m^3	1110
Chaleur spécifique	Cp_r	$J/kg.K$	1238
Conductivité thermique	k_r	$W/m.K$	0,22
Coefficient d'expansion thermique	α_r	$10^{-6}/K$	135
Coefficient de retrait chimique	$\frac{\Delta V}{3V}$	%	1,8

Tableau 3.6 – Propriétés RTM6 à l'état caoutchoutique

3.5.2 Les renforts

Les renforts ont été sélectionnés à partir des matériaux utilisés par les partenaires industriels de ce projet. Il s'agit de renforts tissés à base de fibre de carbone commercialisés par Hexcel. Le matériau référencé 48580 est un UD tissé composé de 97% des fibres en carbone dans le sens

chaîne, et 3% des fibres en verre dans le sens de la trame, avec une architecture tafettas et un grammage de $580g/mm^2$. Le 48400 est quant à lui un tissu équilibré en fibre de carbone, avec une architecture tafettas et un grammage de $400g/mm^2$. L'ensemble des renforts est poudré, ce qui permet de réaliser les opérations de pré-formage avant la phase d'injection. Les principales propriétés mécaniques et physiques des fibres de carbone sont synthétisées dans les tableaux 3.7 et 3.8.

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Rigidité longitudinale	E_f	GPa	240
Rigidité transverse	E_t	GPa	20
Coefficient de poisson	ν	-	0,2
Module de cisaillement	G	GPa	83,33
Densité	ρ_f	kg/m^3	1770
Conductivité thermique	λ	$W/m.K$	17
Coefficient d'expansion thermique longitudinal	α_l	$10^{-6}/K$	-0,1
Coefficient d'expansion thermique transverse	α_t	$10^{-6}/K$	10

Tableau 3.7 – Propriétés des fibres de renfort 48580

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Rigidité longitudinale	E_f	GPa	230
Rigidité transverse	E_t	GPa	20
Coefficient de poisson	ν	-	0,2
Module de cisaillement	G	GPa	83,33
Densité	ρ_f	kg/m^3	1800
Conductivité thermique	λ	$W/m.K$	9
Coefficient d'expansion thermique longitudinal	α_l	$10^{-6}/K$	-0,38
Coefficient d'expansion thermique transverse	α_t	$10^{-6}/K$	10

Tableau 3.8 – Propriétés des fibres de renfort 48400

Les propriétés mécaniques et thermiques des plis ont été obtenues par l'intermédiaire des modèles micro mécaniques, couramment utilisés pour la modélisation des plis unidirectionnels (cf. Annexe C). Un coefficient d'atténuation η_0 a été utilisé pour tenir compte de l'ondulation des fibres de carbone induite par l'architecture du tissu. Les propriétés des plis à l'état « vitreux » ont été ajustées à partir d'essais de caractérisation effectués sur le stratifié. L'ensemble des caractéristiques est présenté en Annexe D.

3.5.3 HexTool

Comme nous l'avons vu, l'un des objectifs des fabricants de matériaux composites est de réduire les coûts de production des structures. Dans le cadre des procédés LCM l'outillage représente un investissement non négligeable. Cet investissement est d'autant plus conséquent que les dimensions des pièces sont grandes et que les tolérances dimensionnelles sont très faibles. Une des voies possible pour opérer cette réduction de coût est l'utilisation de nouveaux matériaux composites pour l'outillage qui ont des propriétés proches des pièces réalisées.

La Société Hexcel a développé un pré-imprégné haute température nommé HexTool pour la fabrication d'outillage en matériaux composite. Il est constitué d'une matrice Bismaléimide (BMI), et de renforts en fibre de carbone. Ce matériau apparaît comme une solution très prometteuse pour ce type d'application. Il permet de concevoir des outillages avec une bonne stabilité dimensionnelle car il a un coefficient de dilatation thermique dans le plan proche de celui des pièces élaborées (cf. figure 3.9). De plus ses bonnes performances mécaniques à volume identique et ses conditions de mise en œuvre permettent de réaliser des outillages de grandes dimensions directement à la forme de la pièce. Ce qui permet des gains de matière première de poids et aussi de coût de production de l'outillage. Ce matériau a été retenu pour la fabrication d'une partie des outillages de ce projet. L'objectif pour nous est de tester dans quelle condition il est possible de mettre en oeuvre ce nouveau matériau pour la réalisation d'outillage, notamment ici à travers une étude comparative avec des outillages métalliques.

Les constituants du matériau

- *Matrice bismaléimide (BMI)*

L'HexTool est commercialisé sous deux versions, l'une (M86) avec une résine époxy et l'autre (M61) avec une résine Bismaléimide. Dans notre étude, nous avons utilisé le matériau HexTool dans sa version M61, c'est à dire avec une matrice Bismaléimide qui est un polymère thermodurcissable. Ce type de matrice a des propriétés comparables à celles des matrices époxy mais peut travailler à des températures plus élevée. En effet les matrices thermodurcissables type époxy ne permettent pas d'atteindre des températures de service de plus de 180°C. Or certains cycles de cuisson peuvent atteindre cette température. Le matériau HexTool dans la version M61 permet de réaliser des cycles thermiques avec des températures maximale de l'ordre de 200°C, ce qui convient donc à la majorité des applications aéronautiques nécessitant de hautes performances mécaniques et thermiques.

- *Fibre de carbone*

Les renforts employés se présentent sous la forme de lamelles de fibre de carbone découpés à une longueur de 3 cm disposés aléatoirement dans le plan (figure 3.12). Cette disposition permet

d'obtenir des propriétés quasi-isotropes.



Figure 3.12 – Fibre de renfort utilisées pour le matériaux HexTool

Propriétés et format de l'HexTool M61

Le matériau se présente sous la forme d'un pré imprégné quasi isotrope d'une épaisseur nominale de 1,25 mm. On peut atteindre des taux volumiques de fibre de l'ordre de 60%, ce qui lui confère de très bonne caractéristiques mécaniques (tableau 3.9).

De plus, les fibres de carbone qui constituent ce matériau lui confèrent un très faible coefficient de dilatation thermique, très proche de celui d'un Invar ($2,3 \cdot 10^{-6}/K$). On obtient ainsi des performances thermiques proches de l'Invar avec en plus une rigidité élevée et une densité volumique faible. Néanmoins les propriétés thermiques dans l'épaisseur du pli ou de la pièce sont plus contraignantes pour des applications d'outillages RTM, car ce matériau a un très faible coefficient de conductivité thermique dans cette direction ainsi qu'un très grand coefficient de dilatation thermique. Il est donc primordial de prendre en compte cette anisotropie du matériau lors de la conception d'un outillage afin d'exploiter au mieux les propriétés de ce matériau en particulier pour garantir et optimiser la mise en température des outillages.

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Température de gélification (à l'état cuit)	T_g	°C	275
Température Max de service	T_M	C	218
Conductivité thermique dans le plan	$kc_x = kc_y$	W/m.K	4,75
Conductivité thermique hors plan	kc_z	W/m.K	0,4
Coefficient de dilatation thermique dans le plan	$\alpha_x = \alpha_y$	$10^{-6}/K$	4,6
Coefficient de dilatation thermique hors plan	α_z	$10^{-6}/K$	44,6
Rigidité dans le plan	$E_x = E_y$	GPa	32
Rigidité hors plan	E_z	GPa	12,1
Module de cisaillement	G_{xy}	GPa	14,4
Coefficient de Poisson	ν_{xy}	–	0,3

Tableau 3.9 – Propriétés thermiques et mécaniques de l'HexTool M61 à l'état « cuit »

Les applications « outillage »

Ce matériau est principalement employé pour la fabrication d'outillage utilisé dans le cadre de la fabrication de pièces composites par les procédé par voie « sèche ». Il permet notamment de réaliser des moules de grandes dimensions avec des faibles coefficients de dilatation thermique (figure 3.13).

La réalisation d'un moule s'opère en quatre étapes :

- l'empilement des plis pré imprégnés à la dimension désirée ;
- la cuisson en autoclave sous bâche à vide ;
- l'usinage des formes du moule ;
- le polissage à la main pour lui donner un état de surface optimal.

Cette mise en œuvre du matériau permet de limiter la quantité de matière utilisée, car on drape directement la surface fonctionnelle du moule à la géométrie de la pièce désirée avec une sur-épaisseur d'usinage. La qualité de surface obtenue après moulage, nécessite donc un usinage, d'une part pour atteindre la géométrie désirée et un bon état de surface. L'état de surface peut être obtenu par une étape de ponçage manuel ou par une étape d'usinage. Cette dernière possibilité a été étudiée dans le cadre de ce projet par le laboratoire LaMi (IFMA). Il a été montré qu'il était possible d'atteindre des rugosités de surface proche des cahiers des charges d'un outillage métallique ($Ra=0,4$). Un autre avantage de ces moules est la possibilité de les réparer. C'est à dire qu'il est possible de reboucher localement le moule, suite par exemple à une usure du moule. Cela contribue donc à augmenter la durée de vie de l'outillage. L'évolution des propriétés de l'outillage fera l'objet d'une étude sur les démonstrateurs industriels.

Malgré ces nombreux avantages, il existe actuellement très peu de moules en HexTool car le développement de ce type d'outillage n'en est qu'à son début. Les applications de ce matériau sont

d'ores et déjà très prometteuses car on peut réaliser des moules très légers avec une rigidité élevée, et avec des dilatations thermiques faibles dans le plan. Ce qui peut représenter des avantages conséquents par rapport aux matériaux métalliques.

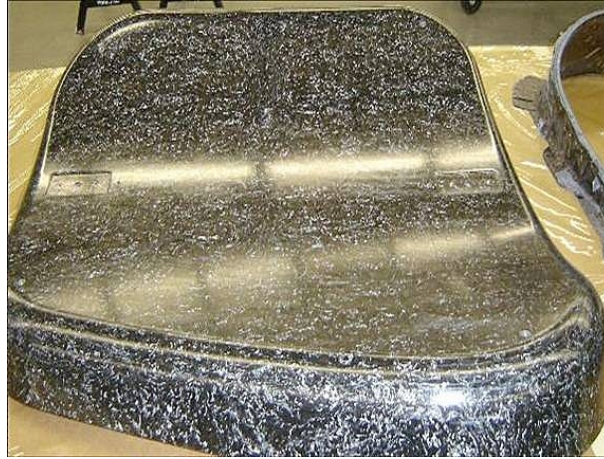


Figure 3.13 – Exemple d'outillage HexTool pour la fabrication d'une porte d'avion

Deuxième partie

Développement de capteurs à fibre
optique OFS pour le monitoring de
procédé LCM et modélisation du
procédé RTM

Développement des capteurs à fibre optique de cette étude

Sommaire

4.1	Introduction	76
4.2	Les capteurs à fibre optique	77
4.2.1	Description d'un OFS	77
4.2.2	La fibre optique	77
4.2.3	Les OFS comme un outil de conception et validation	78
4.2.4	Définition des spécifications recherchées	80
4.3	Description des capteurs de cette étude	81
4.3.1	Mesures en bout de fibre optique	81
4.3.2	Mesures distribuées par FBGs	88
4.4	Mesure simultanée de température et déformation	98
4.4.1	Compensation par thermocouple	98
4.4.2	Dual Bragg Grating method	99
4.4.3	Analyse d'erreurs de découplage	100
4.4.4	Exploitation du coefficient thermo optique ξ	101
4.4.5	Utilisation des réseaux Type I, IA et IIA	103
4.4.6	Evaluation des différents schémas	103
4.5	Intégration aux matériaux composites	106
4.5.1	L'intégration des capteurs	106
4.5.2	Intrusivité des capteurs	108
4.5.3	Effet du revêtement	109
4.6	Evaluation du champ de déformation 3D	113
4.6.1	Modèle thermo mécanique	113
4.6.2	Modèle photoélastique	117
4.6.3	Modèle inverse	119

4.1 Introduction

Comme nous l'avons vu précédemment, l'élaboration d'un matériau composite met en jeu des phénomènes mécaniques, thermiques et chimiques. Il est donc très difficile de modéliser ces phénomènes, d'autant plus qu'ils ont lieu simultanément.

Les capteurs à fibre optique ont été largement développés ces dernières années, et permettent aujourd'hui de mesurer de nombreux paramètres physiques tels que la température, la déformation, la pression, le degré de cuisson, l'humidité etc. On peut accéder à ces grandeurs physiques soit en exploitant directement l'intensité lumineuse réfléchie en bout de fibre, soit en modifiant localement les caractéristiques de la fibre optique de sorte à la rendre sensible à un ou plusieurs paramètres. Les OFS apparaissent comme la technologie la plus prometteuse pour le suivi des performances mécaniques des structures aéronautiques et des procédés.

En effet l'instrumentation par OFS des procédés permet non seulement d'acquérir des paramètres clés lors de l'élaboration, mais peuvent aussi permettre le suivi des caractéristiques mécaniques de la structure tout au long du cycle de vie de la pièce. Ces informations contribuent à fiabiliser le procédé d'élaboration de la conception de la pièce jusqu'à sa mise en service. En plus de réduire les coûts de conception et réalisation de la pièce, on peut imaginer dans le futur réduire les coûts d'inspection et de maintenance en ayant un suivi en temps réel de la santé matière d'une structure. La figure 4.1 présente un concept d'avion équipé de « Smart structure » à des points stratégiques.



Figure 4.1 – Concept d'un avion équipé d'un système de capteur intelligent à des endroits stratégiques

Néanmoins il reste encore de nombreux points à améliorer tels que l'insertion de la fibre optique dans les structures aéronautiques, et la robustesse et la fiabilité du capteur. Dans cette étude, nous nous limitons au développement de deux grandes familles de capteurs à fibre optique, les capteurs à modulation d'intensité (exploitation en bout de fibre sur le principe de Fresnel), et à modulation de longueur d'onde (Fiber Bragg Grating). Ces deux types de capteurs permettent à eux seuls d'acquérir l'essentiel des paramètres clefs nécessaires au suivi des procédés d'élaboration. Le challenge étant d'exploiter la réponse de ces capteurs optiques à l'aide de modèles permettant d'obtenir des informations sur la qualité de la pièce en cours d'élaboration.

4.2 Les capteurs à fibre optique

4.2.1 Description d'un OFS

Ferdinand [71] définit un capteur à fibre optique comme étant un dispositif comprenant au moins une fibre optique et permettant de recueillir des informations représentatives de grandeurs observées par l'intermédiaire d'ondes lumineuses circulant dans la ou les fibres.

Les capteurs à fibre optique sont réalisés en rendant sensible une partie de la fibre optique au milieu ambiant. La fibre optique joue donc à la fois le rôle du guide d'onde et de transducteur. On distingue plusieurs types de capteurs à fibres optiques selon la grandeur optique modifiée. Dans cette étude nous nous limiterons à l'utilisation de deux types de capteurs à fibres optiques dits à modulation d'intensité et de longueur d'onde.

Le principe des OFS à modulation d'intensité consiste à mesurer une variation d'intensité lumineuse, qui peut être générée par des micros courbures ou par une réflexion en bout de fibre optique sur le principe de Fresnel. Le principe des OFS à modulation de longueur d'onde consistent à mesurer l'évolution du spectre lumineux qui traverse la fibre optique. On peut rendre la fibre optique sensible localement à une longueur d'onde particulière en y inscrivant un réseau de Bragg. Ces deux types d'OFS seront présentés en détail dans la section suivante.

4.2.2 La fibre optique

Une fibre optique est constituée de deux parties qui sont le coeur et la gaine (figure 4.2). Tous les deux sont en silice, la seule différence réside dans le fait que le coeur est dopé en Germanium, afin d'accroître son indice de réfraction, c'est à dire sa capacité à dévier la lumière. Il est donc primordiale pour la fibre d'avoir un indice de réfraction du coeur plus grand que l'indice de la gaine, afin d'assurer la propagation de l'onde à travers une réflexion totale à l'interface coeur/gaine.

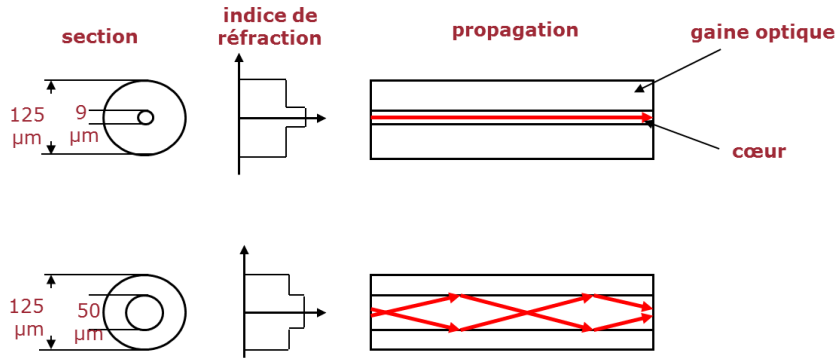


Figure 4.2 – Représentation d’une fibre optique monomode (en haut), multimode (en bas)

On trouve deux catégories de fibre optique, les fibres monomode et multimode. Le diamètre du cœur d’une fibre monomode est d’environ 9 μm, alors que le diamètre pour une fibre multimode est d’environ 50 μm. Le diamètre extérieur des fibres varie entre 80 et 250 μm, ce qui garantit une faible intrusivité. La fibre optique possède de très bonnes caractéristiques élastiques et permet des déformations de l’ordre de 5%. Le revêtement des fibres les protègent des micro cassures et de l’humidité. Néanmoins il est souvent préférable d’utiliser la fibre sans revêtement afin d’améliorer le transfert de charge entre la fibre optique et le milieu où elle est insérée. Ce qui a pour conséquence de la rendre très fragile. Le tableau 4.1 synthétise les principales caractéristiques des fibres optiques.

Coefficients de Pockels		Indice de réfraction	Module d’Young	Coefficient de Poisson	Coefficient dilat. therm.	Coefficient thermo-opt.
P_{11}	P_{12}	n	E(GPa)	ν	$\alpha(10^{-6}/^{\circ}\text{C})$	$\xi(10^{-6}/^{\circ}\text{C})$
0,113	0,252	1,458	70	0,17	0,55	7,3

Tableau 4.1 – Les principales caractéristiques des fibres optiques en silice.

Les coefficients de Pockels seront utilisés à partir de la section 4.3.

4.2.3 Les OFS comme un outil de conception et validation

Les OFS peuvent être très utiles, car ils permettent d’acquérir beaucoup d’informations et donc de connaissances sur le procédé d’élaboration, voir sur le comportement de la structure. En effet ils peuvent permettre de mesurer de nombreuses grandeurs physiques dont notamment la température, la progression du front de fluide, le retrait chimique de la résine, la dilatation, le retrait thermique du matériau, ainsi que le degré de réticulation du matériau (figure 4.3). L’ensemble de ces paramètres permet ainsi d’accéder à l’état du matériau en cours d’élaboration et en temps réel.

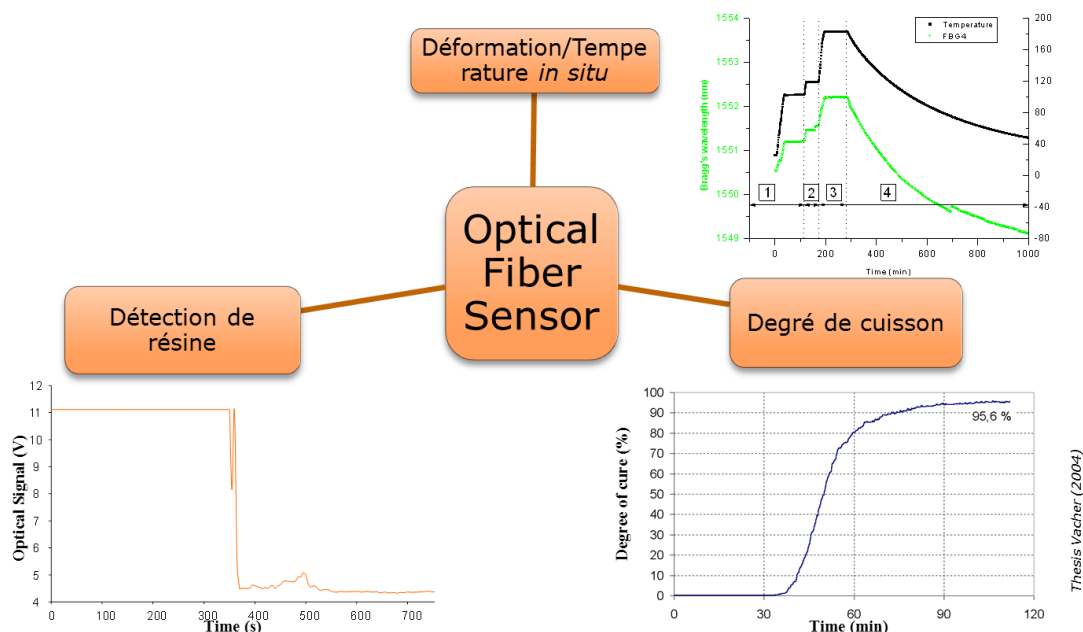


Figure 4.3 – Potentiel des OFS pour le suivi des paramètres procédés

En phase de développement du procédé d'élaboration, l'acquisition d'informations sur le procédé permet de définir les paramètres procédés garantissant la qualité de la pièce finale. Il est alors possible d'étudier l'influence de paramètres procédés tels que la température sur le niveau de contrainte résiduelle dans la pièce. Lors du remplissage il est possible d'optimiser les séquences de remplissage, en plaçant des capteurs à des endroits susceptibles d'être le lieu d'apparition d'une zone sèche. Ainsi on peut, par l'établissement de règle de remplissage, assurer un débit et une pression permettant d'imprégner la zone de singularité. De plus la connaissance de l'état de réticulation de la résine est un élément important, aussi bien pour la phase de remplissage que pour la phase de cuisson. Cela permet de connaître l'état de réticulation de la résine et donc d'optimiser la fenêtre de processabilité de la résine, ainsi que la durée du cycle de cuisson.

Une fois ces capteurs intégrés à la structure, ils continuent à délivrer leurs informations. Ainsi on peut les interroger afin de connaître le comportement mécanique de la structure, ou éventuellement de détecter un défaut qui pourrait survenir lors de l'utilisation de la structure.

La capitalisation de ces données constitue une base importante permettant de mieux connaître les mécanismes physiques qui ont lieu au cours de procédé, et de développer des outils numériques. L'ensemble de ces outils permet, à terme, de faciliter et d'optimiser la démarche de conception et de développement d'une structure complexe, et ainsi contribue à diminuer le coût de conception et de fabrication d'une nouvelle structure.

4.2.4 Définition des spécifications recherchées

Dans notre étude, nous nous intéressons à l'utilisation des OFS pour le contrôle des procédés d'élaboration, en vue d'un suivi « In Situ » des paramètres physiques de la pièce en cours d'élaboration. Le tableau 4.2 liste les principaux paramètres procédés qui sont pertinents au vu des partenaires de ces projets.

Paramètres	Priorité	Objectifs
	1 Haute	
	2 Faible	
Front d'injection		Détecter localement la présence de résine
	1	Min 3 points
	2	Fréquence 1s
Température	1	Précision 1°C
	2	Fréquence 1s
Déformation	1	Précision 50 $\mu\epsilon$
	2	Fréquence 1s
Degré de cuisson	1	Précision 0,1
	2	Fréquence 1s

Tableau 4.2 – Spécifications des OFS de notre étude

L'ensemble des paramètres a été déterminé par rapport aux grandeurs physiques qui caractérisent le procédé et des temps caractéristiques propres au procédé (dynamique de l'écoulement et de la cuisson).

Bien entendu, à ces spécifications s'ajoutent les problématiques d'insertion des capteurs. C'est à dire que les capteurs ne doivent pas perturber l'alignement des fibres de renfort, ou créer des zones riches en résine. Ainsi l'intrusivité doit être minimale afin de capter les phénomènes qui ont lieu lors de l'élaboration sans les perturber.

4.3 Description des capteurs de cette étude

4.3.1 Mesures en bout de fibre optique

Ce capteur développé initialement au sein du laboratoire MPE par Vacher [255] permet de mesurer l'indice de réfraction du milieu ambiant au bout d'une fibre optique. L'indice de réfraction est obtenu à travers le principe de Fresnel appliqué en bout de fibre optique et la conversion du signal optique en signal électrique. La valeur absolue de l'indice de réfraction n'est pas très utile en soi pour nous. Néanmoins l'exploitation de l'évolution de cette grandeur physique peut permettre dans le cadre des procédés d'élaboration de relier la variation d'indice de réfraction du milieu η_h à la détection de présence de résine pour la phase de remplissage, voire à la variation du degré de réticulation de la pièce à travers la variation de densité du milieu $\rho(T, \alpha)$ pour la phase de cuisson (figure 4.4). Il est donc possible d'accéder à des paramètres procédés clés au prix d'une bonne exploitation des signaux optiques.



Figure 4.4 – Exploitation des grandeurs physiques d'un capteur en bout de fibre

4.3.1.1 Dispositif expérimental

L'objectif de ce montage est d'interroger l'OFS en bout de fibre, en injectant un faisceau de lumière à travers la fibre optique et en mesurant l'intensité réfléchiée en bout de fibre. Le montage intègre une détection synchrone permettant d'amplifier le signal réfléchi.

Le dispositif (figure 4.5) a été développé par Vacher [255]. Il comprend une diode laser, un coupleur, et un système de détection de signal optique (photodiode). Le faisceau lumineux est envoyé par l'intermédiaire d'une diode laser modulable en fréquence à l'entrée d'un coupleur 2x2. La diode laser est commercialisée par Power Technology Inc. sous la référence PPMT15/559. Elle émet à une longueur d'onde de 660 nm avec une régulation en température. Un signal TTL permet de moduler l'intensité de la diode, afin d'amplifier par la suite simplement la partie du signal contenant l'information recherchée. Le signal réfléchi I_r est ensuite récupéré par une photodiode et traité par un système d'amplification.

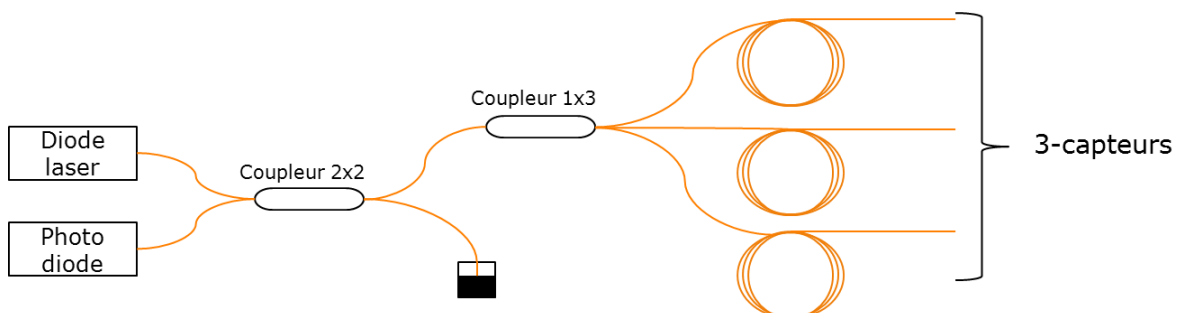


Figure 4.5 – Schéma de principe d'un capteur en bout de fibre

Pour répondre aux exigences du projet, en particulier en terme de détection de résine, nous avons augmenté le nombre de voies de mesure, afin de permettre de faire de la détection de résine à trois points différents de la pièce. Pour ce faire un coupleur 1x3 a été ajouté en sortie de montage (figure 4.5). Ainsi au passage de la résine, on a théoriquement une diminution du signal de $1/3$, en négligeant les pertes engendrées par l'ajout du coupleur.

Ce même principe avait déjà été testé par le laboratoire pour caractériser les temps de passage d'un fluide à travers une préforme Drapier *et al.* [59]. Les résultats en terme de détection de fluide s'étaient montrés concluants, c'est pourquoi nous avons remis en oeuvre ce principe pour notre étude. La figure 4.6 présente le montage utilisée.

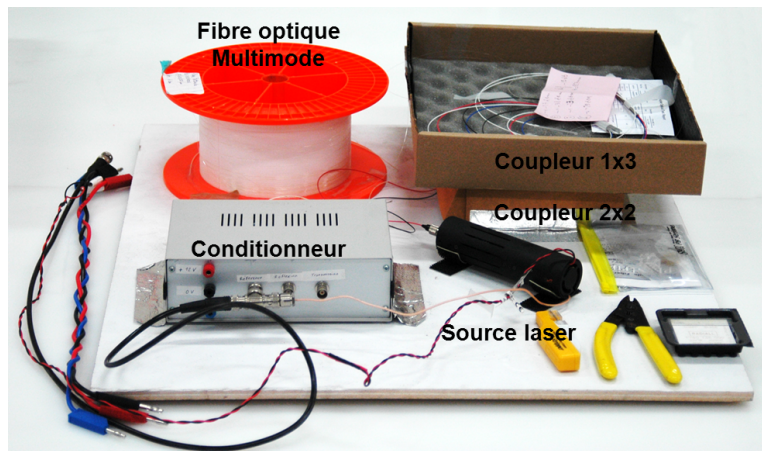


Figure 4.6 – Montage utilisée pour la détection et le suivi de réticulation de la résine

4.3.1.2 Mesure de l'indice de réfraction

Ce capteur repose donc sur la mesure de la variation d'intensité lumineuse au bout d'une fibre optique. Il est possible de relier la variation d'intensité lumineuse en bout de fibre I_r à la variation du coefficient de réflexion de Fresnel R_{Fr} , qui est proportionnel à la différence d'indice de réfraction entre le cœur de la fibre n_f et le milieu ambiant de la fibre n_h . Le schéma 4.7 illustre le principe de la mesure en bout de fibre optique.

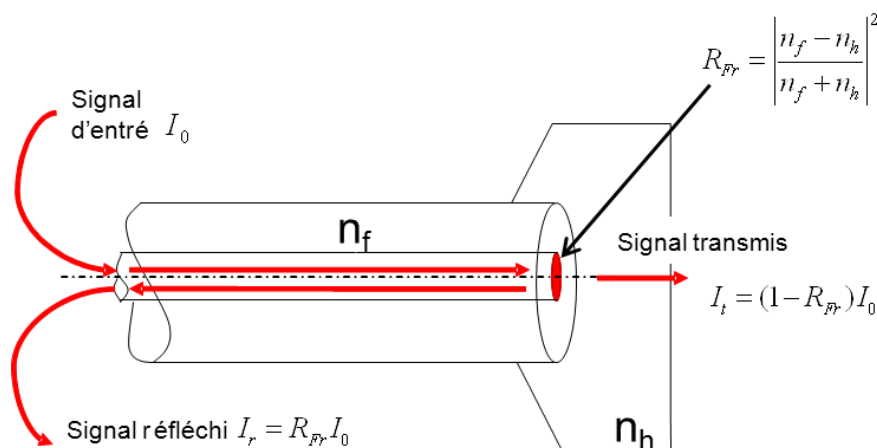


Figure 4.7 – Réflexion en bout de fibre optique

Ainsi l'intensité lumineuse I_r mesurée peut être relié au coefficient de réflexion R_{Fr} par la relation suivante :

$$I_r = A R_{Fr} I_0 + B \quad (4.1)$$

avec I_0 l'intensité lumineuse émise dans la fibre optique par la diode laser et le coefficient de réflexion de Fresnel R_{Fr} qui s'exprime sous la forme suivante :

$$R_{Fr} = \left(\frac{n_f - n_h}{n_f + n_h} \right)^2 \quad (4.2)$$

Le coefficient A est une constante qui comprend les coefficients liés à la sensibilité de la photodiode, l'atténuation du signal transmis dans le montage (coupleurs, micro courbures, et connexions des fibres). Le coefficient B est une constante qui est assimilée aux bruits du signal.

Si l'on s'intéresse à la valeur absolue de l'indice de réfraction du milieu il faut donc déterminer précisément A et B. Vacher [255] calibre le capteur avec l'intensité lumineuse réfléchi par des liquides ayant différents indice de réfraction connus. L'inconvénient de cette calibration est qu'il est nécessaire de recalibrer le capteur avant chaque manipulation, ce qui restreint son utilisation en milieu industriel.

Chang-Bong et Chin [39] mesurent directement l'indice de réfraction du milieu ambiant, en effectuant une mesure comparative avec l'indice de réfraction d'un liquide de référence mesurée avec la seconde branche du coupleur (figure 4.5). Ainsi ils effectuent une mesure relative par rapport à l'indice de ce liquide. Cela leur permet d'effectuer une mesure de l'indice de réfraction avec une résolution de $2.5 \cdot 10^{-5}$.

Malgré l'existence de ces techniques de calibration, elles s'avèrent difficile à mettre en oeuvre surtout en vue d'intégration des capteurs en milieu industriel. C'est pourquoi dans notre étude nous nous limiterons à l'exploitation de l'évolution de l'indice de réfraction du milieu et non de sa valeur absolue.

4.3.1.3 Application à la détection de résine

Les évolutions d'indice de réfraction du milieu ambiant sont des informations intéressantes car il est possible d'effectuer une analogie avec la détection de résine. En effet lors du remplissage de la préforme, les poches d'air inter torons vont progressivement être remplacées par de la résine. Ainsi au passage de la résine on a une variation d'indice de réfraction. A savoir, avant le passage de la résine, on mesure l'indice de l'air ($n=1$), alors qu'après le passage de la résine on mesure l'indice de réfraction de la résine ($n=1,57$). Cette variation importante d'indice permet de distinguer très nettement le temps de passage de la résine.

Lors de la thèse de Wang [261] nous avons comparé la réponse du capteur à fibre optique présenté précédemment avec la réponse de deux thermocouples placés autour de l'OFS, lors d'un essai d'infusion. La figure 4.8 présente la réponse de ces capteurs.

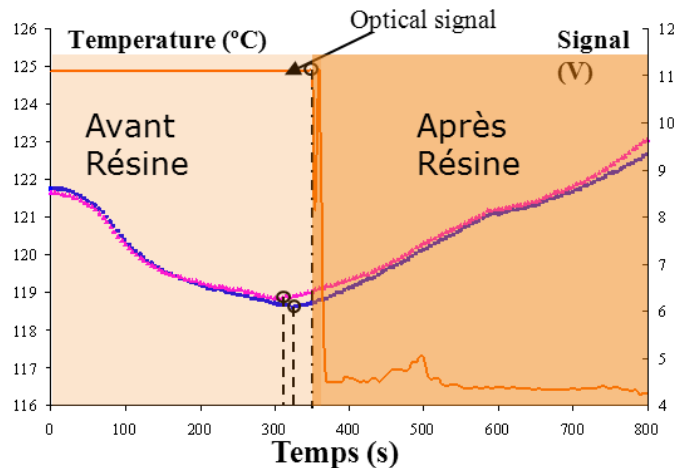


Figure 4.8 – Détection de présence de résine [261]

On constate qu'au passage de la résine on a une chute nette de l'intensité réfléchi en bout de fibre. La réponse des thermocouples montre une chute de température due à la différence de température entre la résine et la préforme. En effet dans le cadre du procédé LRI la résine est préchauffée à 80°C et la préforme à 120°C. Ainsi il est possible, lors de l'imprégnation de mesurer une variation de température, dont le minima peut être assimilé au front de résine. Dans cette étude nous avons constaté que la réponse des thermocouples semblait anticiper le front réel de la résine d'environ 30 secondes. Cela peut s'expliquer par la conductivité thermique élevée des fibres de carbone qui composent la préforme.

Tuncol *et al.* [252] ont utilisé des thermocouples montés en surface de moule pour le suivi de front de résine dans le cadre du procédé RTM. Ils ont mis en place un modèle thermique qui montre que dans le cas d'un outillage avec une conductivité élevée (aluminium ou acier), l'énergie thermique apportée par la résine est rapidement dissipée par conduction dans le moule. Ce qui démontre la limite à l'utilisation des thermocouples comme méthode pour le suivi de front d'injection avec des outillages RTM.

La technique par OFS a quant à elle l'avantage d'être indépendante du champ de température. Celle-ci permet donc d'avoir une mesure très précise du front d'injection. Néanmoins elle nécessite autant de fibres optiques que de points de mesure. Ainsi cette technique peut devenir très rapidement difficile à mettre en place et à gérer.

4.3.1.4 Application à la mesure de degré de conversion

La mesure du degré de conversion est un paramètre très important pour la fabrication d'un matériau composite, car elle permet de connaître l'état physique de la résine. Pour les industriels, ce paramètre leur permet de gérer au mieux les fenêtres de processabilité et les temps de cycle de cuisson.

Le degré de conversion α représente le ratio entre le nombre de liaisons chimiques du mélange monomère-réactif, et le nombre maximal de liaisons atteignables lors de la réticulation. Lors de la cuisson d'une résine thermodurcissable, la masse moléculaire de la résine va augmenter, entraînant la transformation de la résine de l'état liquide à l'état caoutchoutique, puis à l'état vitreux. L'avancement de cette réaction s'accompagne d'une augmentation de la densité de la résine. Cusano *et al.* [47] ont exploité le lien entre la densité d'un matériau et son indice de réfraction pour suivre l'évolution du degré de conversion au cours du cycle de réticulation. En effet, la loi de Lorenz-Lorentz permet de relier l'indice de réfraction n_h au degré de conversion de la résine α (figure 4.4).

$$\frac{n_h^2 - 1}{n_h^2 + 2} = \frac{N}{3M\varepsilon_0} \rho \beta \quad (4.3)$$

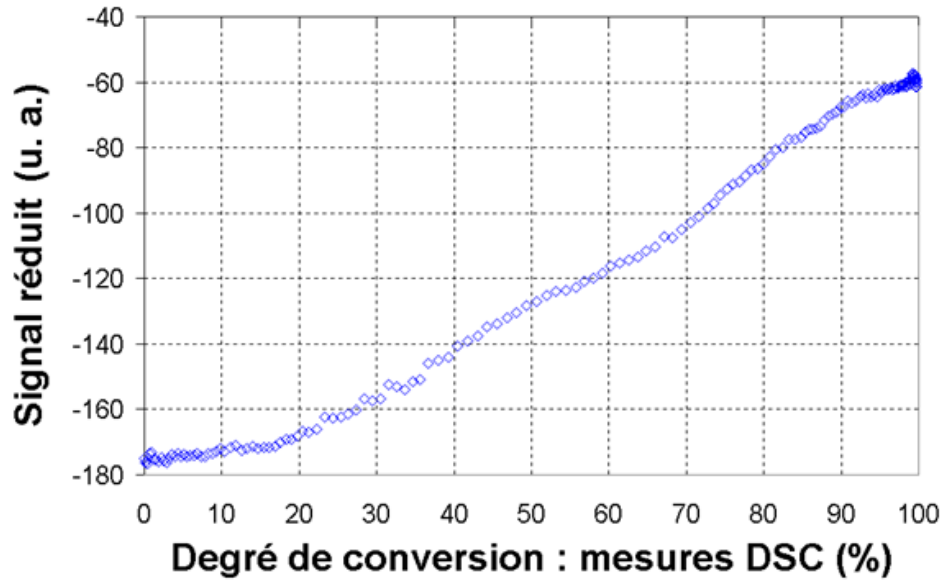
avec N le nombre d'Avogadro, M la masse moléculaire de la chaîne répétée du polymère, ε_0 la permittivité du vide, β la polarisabilité et ρ la densité du milieu. Cette relation donne la possibilité de développer un capteur à fibre optique permettant de suivre l'évolution du degré de conversion de la résine à partir de la mesure de l'indice de réfraction de la résine.

Théoriquement il n'est pas évident d'exploiter la relation de Lorenz-Lorentz, car lors du processus de transformation de la résine, les caractéristiques physiques d'une résine thermodurcissable à l'état liquide et de gel évoluent continuellement, du fait de la réaction de polymérisation. Ainsi pour mesurer le degré de conversion par OFS il est nécessaire d'une part de calibrer le capteur, et d'autre part d'avoir un système de mesure avec une très bonne résolution. A titre d'exemple lors de la réticulation de la résine, la variation d'indice de réfraction est de l'ordre de 0,01 à 0,05. Il est donc nécessaire d'utiliser un montage d'amplification du signal réfléchi. Généralement pour suivre cette variation d'indice, il est nécessaire d'utiliser des montages avec une résolution de l'ordre de 10^{-3} à 10^{-4} .

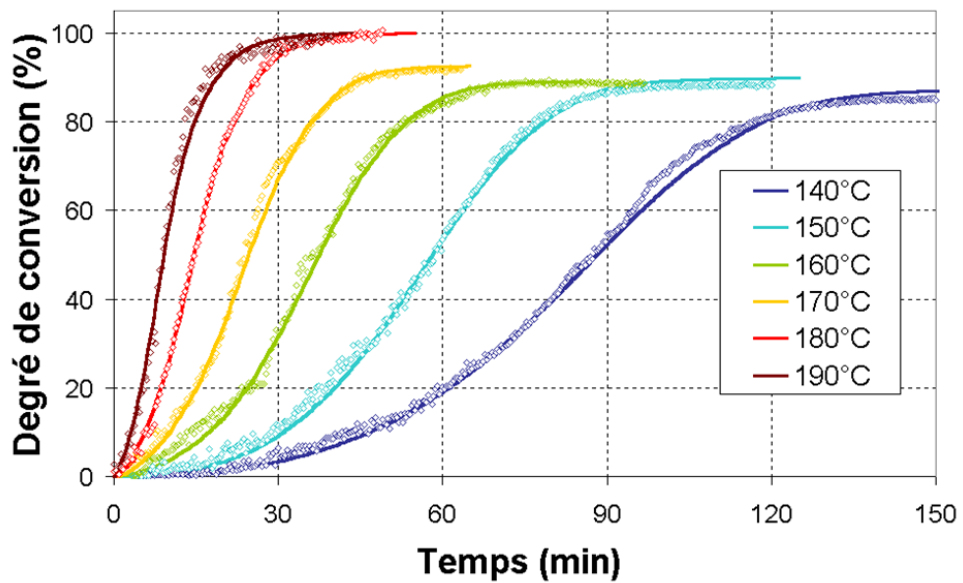
Plusieurs études [2, 7, 47, 255] ont montré que la calibration du capteur permet d'avoir une bonne mesure de l'évolution du degré de conversion. Cusano *et al.* [47] utilisent une fibre optique pour le suivi du degré de réticulation en temps réel. Ils effectuent des mesures de taux de réticulation d'une résine par fibre optique, en appliquant des cycles de cuisson isothermes et les comparent à des essais en DSC. Ils normalisent le signal réfléchi en bout de fibre entre 0 et 1, et affectent la

valeur maximale du signal à un degré de conversion de 1. Ils trouvent une loi quasi linéaire entre le degré de conversion et l'indice de réfraction de la résine. La comparaison de ces résultats avec des caractérisations de la résine par des essais en DSC montre une bonne corrélation.

Vacher [255] calibre son capteur à partir de courbes d'évolution du degré de conversion, obtenues par DSC pour différentes températures de cuisson. Il trouve comme Cusano une courbe quasi linéaire entre le degré de conversion et l'intensité réfléchie en bout de fibre (figure 4.9(a)). Il applique cette calibration pour le suivi du degré de conversion lors d'un essai de DSC pour évaluer le capteur à fibre optique (figure 4.9(b)). Cette calibration lui permet d'évaluer le degré final de conversion de la résine avec une erreur de moins de 3%.



(a)



(b)

Figure 4.9 – Calibration du capteur de Fresnel pour la résine RTM6 [255] : (a) Courbe de calibration entre le degré de conversion et le signal réfléchi ; (b) Comparaison de l'évolution du degré de conversion obtenu par DSC (traits continus) et par OFS (points)

4.3.2 Mesures distribuées par FBGs

4.3.2.1 Description d'un capteur Fiber Bragg Grating (FBG)

Les fibres à réseau de Bragg sont obtenues en créant une variation locale de l'indice de réfraction de la fibre optique (figure 4.10). Celle-ci peut se faire sur le cœur ou sur la gaine de la fibre. Néanmoins la variation est couramment réalisée sur le cœur de la fibre.

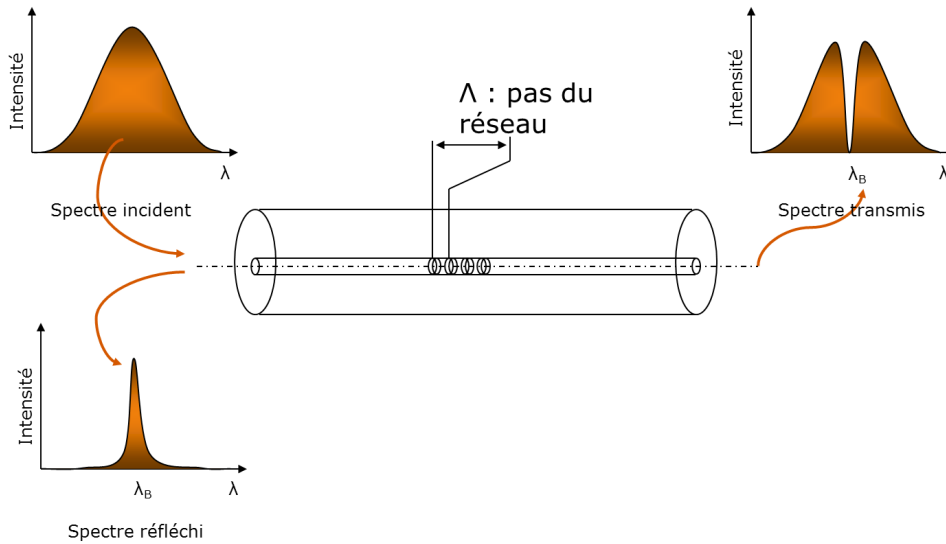


Figure 4.10 – Schéma d'un capteur à réseau de Bragg (FBG)

Lorsque le faisceau lumineux émis par une source large bande est transmis dans un réseau de Bragg, une seule longueur d'onde est réfléchie alors que toutes les autres sont transmises à la sortie du réseau (figure 4.10). Cette longueur d'onde réfléchie correspond à la longueur d'onde de Bragg notée λ_B . Elle s'exprime par l'intermédiaire de la relation de Bragg suivante :

$$\lambda_B = 2n_{eff}\Lambda \quad (4.4)$$

La longueur d'onde de Bragg est donc proportionnelle au pas du réseau Λ et à l'indice de réfraction du mode fondamental n_{eff} . Ces deux paramètres étant sensibles à la température et à la déformation, il est donc possible de les évaluer à partir de la mesure de variation de longueur de Bragg. Cependant l'évaluation de ces grandeurs n'est pas toujours triviale en particulier lorsque les variations de température et de déformation ont lieu simultanément, et d'autant plus lorsque le champ de déformation aux bornes du réseau est complexe (champ tridimensionnel). Nous reviendrons dans la section suivante sur les techniques que nous avons mises en oeuvre dans ce projet pour relever ces deux challenges.

Les principales caractéristiques physiques d'un réseau de Bragg sont la longueur d'onde de Bragg (λ_B), la bande spectrale ($\Delta\lambda_B$), la longueur du réseau (L) et la variation d'indice de réfraction (Δn). Ce sont ces caractéristiques qui vont donner les propriétés du réseau. C'est à dire les sensibilités thermique et mécanique, ainsi que la réponse spectrale du réseau. Ces propriétés sont établies, lors de l'élaboration du réseau, à travers le profil d'indice, le pas (ou la longueur du

réseau) et le temps d'exposition aux Ultra Violets (UV). Le profil d'indice (figure 4.11) correspond à une distribution de l'indice de réfraction du cœur de la fibre suivant son axe tel que :

$$\Delta n(z) = \Delta n_{moy} + \Delta n_{mod} \cos\left(\frac{2\pi}{\Lambda} z\right) \quad (4.5)$$

avec Δn_{moy} la variation moyenne d'indice, Δn_{mod} la modulation d'amplitude de l'indice et Λ la période du réseau.

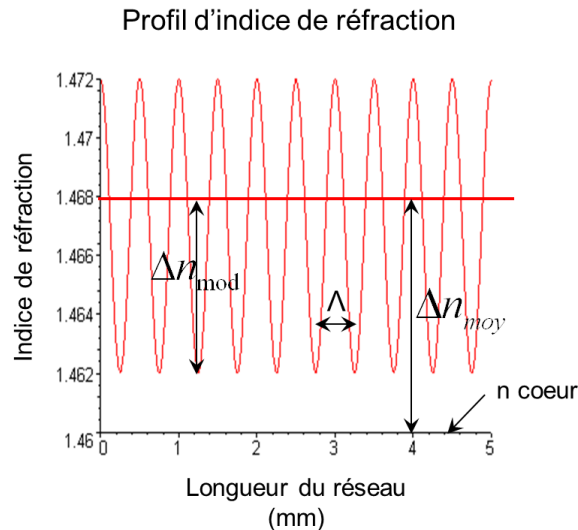


Figure 4.11 – Profil d'indice de réfraction d'un FBG

4.3.2.2 Fabrication des FBGs

La réalisation de la variation d'indice de réfraction du cœur est possible en exploitant la photosensibilité des fibres optiques. A cet effet, avant de réaliser le profil d'indice de réfraction, il est nécessaire d'augmenter le caractère photosensible de la fibre optique grâce à une phase d'hydrogénation la fibre optique (conditionnement sous hydrogène). L'exposition aux Ultra violet (UV) de la fibre optique ainsi obtenue va avoir pour conséquence une variation de l'indice de réfraction, conduisant une variation locale de d'indice de réfraction de la fibre de l'ordre de $5 \cdot 10^{-4}$.

Il existe plusieurs techniques pour inscrire les réseaux de Bragg, qui s'appuient sur la méthode holographique qui consiste à faire interférer sur le cœur de la fibre deux rayons Ultra Violet (figure 4.12). A l'intersection des rayons on a une formation d'interférences qui produisent une forte intensité d'UV, et par conséquent une variation de l'indice de réfraction localement. Les techniques par masque de phase, miroir de Llyod, ou point par point sont différentes techniques couramment employées pour la fabrication des réseaux de Bragg. Le temps nécessaire à l'opération est généralement de quelques minutes.

Dans le cadre de notre projet les réseaux ont été réalisés en collaboration avec le laboratoire

Hubert Curien (La HC), afin de développer des capteurs spécifiques qui répondent aux besoins du projet LCM Smart.

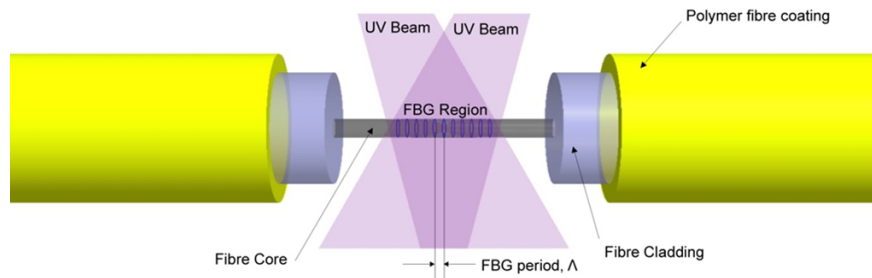


Figure 4.12 – Fabrication d’un FBG sur le principe d’insolation aux UVs

4.3.2.3 Réponses spectrales d’un FBG

Comme nous l’avons vu, la détermination des grandeurs physiques accessibles par les capteurs OFS se fait à travers l’interprétation des spectres réfléchis du FBG. Cette interprétation est capitale, en particulier pour le champs de déformation aux bornes du réseau. Elle est facile lorsque le réseau est utilisé sans milieu environnant, comme on peut le retrouver dans le génie civil pour le suivi et le contrôle des structures, mais néanmoins elle nécessite une étude plus approfondie lorsque le réseau est inséré dans un matériau composite. Il est dans ce cas nécessaire d’utiliser des modèles prenant en compte l’état de chargement du réseau. Nous allons revenir plus en détails sur les différents états mécaniques qui peuvent être pris en compte pour l’interprétation des spectres issus des réseaux.

Pour décrire précisément la relation entre les grandeurs physiques à mesurer et la réponse spectrale d’un réseau de Bragg il est nécessaire de définir un repère globale (1,2,3), l’axe 1 correspondant à l’axe de la fibre optique (figure 4.13). On note σ_i^∞ et ε_i^∞ respectivement le champ de contrainte et de déformation dans le stratifié, et σ_i^s et ε_i^s respectivement le champ de contrainte et de déformation dans le capteur stockés selon la notation de Voigt ($\varepsilon_{1,2,3}$ = déf. normales et $\varepsilon_{4,5,6}$ = déf. de cisaillement). ΔT^∞ et ΔT sont les variations de température du milieu ambiant que l’on considère identique dans le stratifié et dans le capteur.

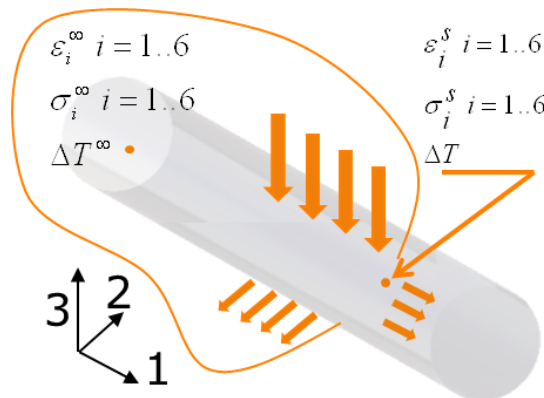


Figure 4.13 – Description des repères liées à la fibre optique

Lorsqu'un réseau de Bragg est soumis à une variation de température ou de déformation, la réponse spectrale du réseau va évoluer. En reprenant l'expression de la longueur d'onde de Bragg (4.4), on peut la différencier en fonction de la température et de la déformation pour mettre en évidence les sensibilités du capteur.

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_B} = \left(\frac{1}{\Lambda} \frac{\partial\Lambda}{\partial\varepsilon^s} + \frac{1}{n_{eff}} \frac{\partial n_{eff}}{\partial\varepsilon^s} \right)_{T=cst} \Delta\varepsilon^s + \left(\frac{1}{\Lambda} \frac{\partial\Lambda}{\partial T} + \frac{1}{n_{eff}} \frac{\partial n_{eff}}{\partial T} \right)_{\varepsilon^s=cst} \Delta T \quad (4.6)$$

On obtient ainsi deux termes, l'un dépendant de la température et l'autre de la déformation qui représentent respectivement les sensibilités en mécanique et température. Il est donc nécessaire d'étudier ces deux termes pour caractériser la réponse du capteur.

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_B} = \frac{\Delta\lambda_B^\varepsilon}{\lambda_B} + \frac{\Delta\lambda_B^T}{\lambda_B} \quad (4.7)$$

Sensibilité à la température

D'après l'équation 4.6, on peut en déduire la sensibilité thermique d'un réseau de Bragg. En effet une variation de température aux bornes du réseau engendre d'une part une dilatation thermique du pas du réseau et d'autre part une variation de l'indice effectif de réfraction de la fibre. L'expression de la variation de longueur d'onde de Bragg avec la température peut se simplifier sous la forme suivante :

$$\frac{\Delta\lambda_B^T}{\lambda_B} = (\alpha_f + \xi)\Delta T \quad (4.8)$$

où le coefficient de dilatation thermique noté α_f représente la dilatation thermique du réseau gouverné par le comportement de la Silice et ξ appelé coefficient thermo-optique représente la dépendance de l'indice de réfraction à la température ($\xi = \frac{1}{n_{eff}} \frac{\partial n_{eff}}{\partial T}$).

Des études [115, 193] ont montré que la longueur d'onde évolue quasi linéairement avec la température dans la gamme de température 0-200°C. Par conséquent une variation de température va avoir pour effet un déplacement de la longueur d'onde de Bragg proportionnelle aux paramètres de la fibre (α_f et ξ). On note généralement la sensibilité thermique $K_T = \alpha_f + \xi$, elle est d'environ $6 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$ pour nos réseaux.

Sensibilité mécanique

Tout comme précédemment une déformation mécanique aux bornes du réseau va engendrer une variation du pas du réseau et une variation de l'indice de réfraction effectif de la fibre (relation 4.6). On peut ainsi assimiler la déformation du pas du réseau à la déformation dans l'axe de la fibre ε_1^s . Ainsi on peut ré-écrire la sensibilité à la déformation d'un réseau de Bragg sous la forme suivante :

$$\frac{\Delta\lambda_B^\varepsilon}{\lambda_B} = \varepsilon_1^s + \frac{\Delta n_{eff}}{n_{eff}} \quad (4.9)$$

avec ε_1^s la déformation dans l'axe de la fibre. Le coefficient lié à la variation des coefficients d'indice de réfraction effectif est quant à lui plus complexe. En effet pour caractériser ces variations (Δn_{ij}) il est nécessaire d'introduire le tenseur photoélastique (P_{ij}). Nelson et Lax [184] ont posé que les variations $\Delta \left(\frac{1}{n^2}\right)_i$ sont reliées aux déformations par l'intermédiaire du tenseur photoélastique. Pour un milieu isotrope cette relation s'écrit sous la forme suivante :

$$\begin{bmatrix} \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_1 \\ \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_2 \\ \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_3 \\ \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_4 \\ \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_5 \\ \Delta \left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} P_{11} & P_{12} & P_{12} & 0 & 0 & 0 \\ P_{12} & P_{11} & P_{12} & 0 & 0 & 0 \\ P_{12} & P_{12} & P_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0,5(P_{11} - P_{12}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0,5(P_{11} - P_{12}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0,5(P_{11} - P_{12}) \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1^s \\ \varepsilon_2^s \\ \varepsilon_3^s \\ \varepsilon_4^s \\ \varepsilon_5^s \\ \varepsilon_6^s \end{bmatrix} \quad (4.10)$$

avec P_{ij} les coefficients de Pockels, donnés précédemment pour la silice dans le tableau 4.1. La variation d'indice n_{eff} étant très faible, on peut écrire la relation suivante $d(n_{eff}) = -\frac{1}{2}n_{eff}^3 d\left(\frac{1}{n_{eff}^2}\right)$. On peut donc réduire l'équation 4.10 sous la forme générale suivante :

$$\frac{\Delta(n_{eff})_i}{n_{eff}} = -\frac{n_{eff}^2}{2} P_{ij} \varepsilon_j \quad (4.11)$$

La lumière ayant une polarisation transverse par rapport à sa direction de propagation, seules les variations d'indices perpendiculaires à son axe peuvent provoquer une variation de longueur d'onde de Bragg [240]. Ainsi seules les déformations principales ($\varepsilon_1^s, \varepsilon_2^s$ et ε_3^s) engendrent des évolutions d'indice de réfraction effectif.

Par conséquent, en prenant en compte les directions transverses à la fibre 2 et 3 on peut écrire les variations de longueur d'onde de Bragg, en condition isotherme sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} \frac{\Delta(\lambda_{B2}^\varepsilon)}{\lambda_{B2}^\varepsilon} &= \varepsilon_1^s - \frac{n_{eff}^2}{2} (P_{12}\varepsilon_1^s + P_{11}\varepsilon_2^s + P_{12}\varepsilon_3^s) \\ \frac{\Delta(\lambda_{B3}^\varepsilon)}{\lambda_{B3}^\varepsilon} &= \varepsilon_1^s - \frac{n_{eff}^2}{2} (P_{12}\varepsilon_1^s + P_{12}\varepsilon_2^s + P_{11}\varepsilon_3^s) \end{aligned} \quad (4.12)$$

On constate que la réponse d'un réseau de Bragg à un champ de déformation complexe est en réalité une variation de longueur d'onde de deux pics (λ_{B2} et λ_{B3}). En particulier une sollicitation transverse sur les axes 2 et 3 de la fibre engendre un élargissement du pic voir une séparation du pic. Néanmoins dans une majorité de cas la sensibilité mécanique d'un réseau de Bragg peut être réduite sous une forme plus simple. En particulier lorsque le réseau est sollicité uniquement suivant l'axe de la fibre. En effet lorsque le champ de déformation aux bornes du réseau se réduit

à une sollicitation uniaxiale dans l'axe 1 de la fibre optique ($\varepsilon_2^s = \varepsilon_3^s = -\nu_f \varepsilon_1^s$), la sensibilité mécanique peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\frac{\Delta \lambda_B^\varepsilon}{\lambda_B} = (1 - P_e) \varepsilon_1^s \quad (4.13)$$

avec P_e le coefficient photoélastique qui s'exprime sous la forme :

$$P_e = \frac{n_{eff}^2}{2} (p_{12} - \nu_f (p_{11} + p_{12})) \quad (4.14)$$

Dans ce cas on observe qu'un seul pic, car les deux longueurs d'onde de Bragg λ_{B2} et λ_{B3} sont superposées. Cette relation n'est valable que pour une sollicitation uniaxiale. En pratique, elle est valable dans la majorité des cas, néanmoins il existe des cas où cette relation n'est pas validée en particulier dans certaines applications propres aux matériaux composites.

Ainsi pour des cas de chargement plus complexes, il faut revenir à la définition de la sensibilité mécanique donnée par la relation 4.12. La non prise en compte de cet effet peut conduire à des erreurs importantes.

Dans la suite de cette thèse, nous emploierons le terme d'hypothèse Uni Axiale lorsque nous utiliserons cette hypothèse pour décorrélérer les variations de longueur d'onde de Bragg et les déformations dans l'axe de la fibre optique. Nous emploierons l'intitulé modèle inverse lorsque l'on tiendra compte du champ transverse avec le modèle de décorrélation présenté dans la suite de ce chapitre.

Stabilité thermique d'un réseau

Nous avons vu que la fabrication d'un réseau de Bragg nécessitait une augmentation de la photosensibilité de la fibre optique, en la chargeant notamment en hydrogène. Ainsi avant l'inscription la fibre est placée dans une étuve contenant de l'hydrogène à 150 bars pendant 10 jours. La diffusion de l'hydrogène après l'inscription d'un réseau peut engendrer une fluctuation de l'indice de réfraction. La variation d'indice étant directement liée aux caractéristiques du réseau, toute fluctuation de l'indice entraîne une modification des caractéristiques du réseau. Ainsi lorsque l'on utilise un réseau de Bragg on peut observer à température constante une évolution de longueur d'onde de Bragg avec le temps. Cette diffusion est donc nuisible à la stabilité du réseau. Kannan *et al.* [115] et Baker *et al.* [15] ont étudié l'évolution de ces défauts avec le temps. Ils observent une détérioration des défauts liés aux UV, conduisant à une chute de la réflectivité et à une diminution de largeur du pic de Bragg. Ils constatent une chute de la variation d'indice qui se stabilise au fur et à mesure du temps, à température donnée.

Ainsi pour stabiliser la réponse thermique d'un réseau de Bragg ces auteurs préconisent un vieillissement accéléré. Il permet d'accélérer le mécanisme de diffusion de l'hydrogène et ainsi de réduire les dégradations du réseau. Pour ce faire Baker *et al.* [15] proposent dans leur étude de placer le FBG dans une étuve et de lui appliquer une isotherme à une température de 270°C pendant 24h, pour une mesure dans la gamme 20-180°C. Mandal *et al.* [162] observent qu'après

vieillessement la réflectivité et la longueur d'onde de Bragg du réseau chute légèrement, mais garantit une stabilité thermique.

Effet d'un chargement transverse

Lorsqu'un FBG est inséré dans un matériau composite, l'interprétation du spectre réfléchi est plus délicate. En effet la présence de déformations transverses va fortement perturber le spectre réfléchi en particulier lors du refroidissement du matériau.

La relation 4.12 montre qu'en présence de déformations transverses, d'une part la sensibilité est différente de celle du cadre de l'hypothèse Uni Axiale, et d'autre part on a l'apparition d'un second pic. Ce phénomène est connu sous le nom de biréfringence qui correspond à une modification de la propagation de l'onde lumineuse dans la fibre, induite par la variation de l'indice de réfraction de la fibre suivant les axes de propagation. La conséquence est la propagation de la lumière suivant deux axes, on parle généralement d'axe lent et rapide (figure 4.14).

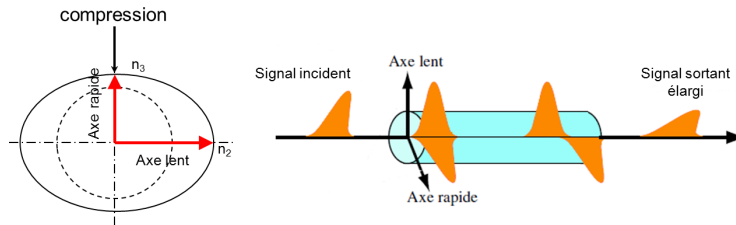


Figure 4.14 – Illustration du phénomène de biréfringence

La principale conséquence d'un chargement transverse sur le FBG est la séparation du pic de réflexion en deux parties. Giaccari [81] montre par exemple l'effet d'une charge diamétralement réparti sur la réponse du FBG. Il constate que l'écartement entre les deux pics est proportionnel à la charge appliquée (figure 4.15).

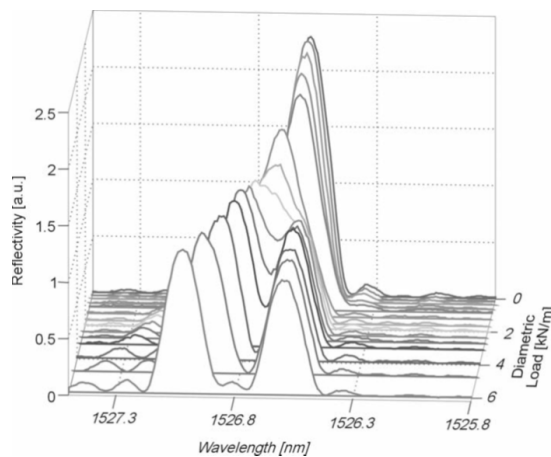


Figure 4.15 – Effet d'un chargement diamétral sur la réponse d'un FBG [81]

Sous certaines hypothèses, à savoir les variations d'indice faibles et des longueurs d'onde de référence proches, on peut exprimer l'écart entre les deux pics et la différence des déformations

transverses sous la forme suivante :

$$\lambda_{B2} - \lambda_{B3} = \lambda_B \frac{n_{eff}^2}{2} (P_{12} - P_{11}) (\varepsilon_2^s - \varepsilon_3^s) \quad (4.15)$$

Ce phénomène a pu être établi et vérifié dans les travaux de Yiping *et al.* [277], qui ont étudié l'influence de la biréfringence sur la réponse du réseau.

Le spectre réfléchi est donc très riche en informations. Cependant lorsque le champ de déformation est complexe, il est nécessaire de recourir à des hypothèses sur le champ de déformation aux bornes du réseau et d'appliquer des modèles analytiques ou numériques, afin d'évaluer le champs de déformation 3D autour du capteur.

Effet d'un gradient de déformation

Les spectres présentés dans les parties précédentes sont valides uniquement dans le cas où le champ de déformation est uniforme le long du réseau. Cela est valide notamment pour des longueurs de réseau relativement faibles devant la longueur caractéristique du champ de déformation.

Lorsque la déformation appliquée sur le réseau est non uniforme, le spectre réfléchi va être distordu. Ainsi on n'aura plus un seul pic réfléchi mais plusieurs pics, avec différents niveaux de réflectivités. La figure 4.16 illustre l'effet du gradient de déformation sur la réponse du capteur. Celui-ci a été mesuré dans cette thèse lors du suivi de fabrication d'un panneau constitué du renfort G0986, qui est un tissu équilibré. Le capteur placé au centre de cette préforme mesure une déformation de compression fortement non uniforme du fait de l'architecture du renfort. Il est à noter que l'on observe un affaiblissement du signal important entre la fin de la cuisson et la fin du refroidissement du fait des pertes induites par micro courbure elles mêmes induites par l'ondulation du renfort.

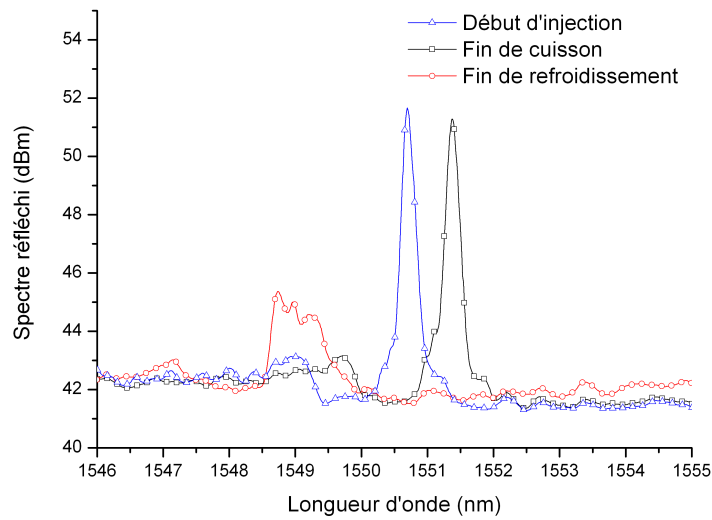


Figure 4.16 – Effet d'un gradient de déformation sur la réponse d'un FBG (PLP09P)

Par conséquent pour éviter l'influence d'un gradient de déformation sur le réseau, les réseaux ont été réalisés sur une longueur de 3 mm. De plus pour garantir le suivi des spectres tout au long des phases du procédé, les FBGs ont été intégrés dans des plis Quasi UD. On limite ainsi les pertes de signal par micro courbure.

4.3.2.4 Dispositif d'interrogation des FBGs

Lors de ce projet nous avons testé plusieurs dispositifs d'interrogation, allant des systèmes de mesures utilisés en laboratoire, aux systèmes embarqués développés en particulier pour les plateformes pétrolières et les éoliennes. Le principe de mesure reste quasi identique (figure 4.17), quelque soit le dispositif. Il s'agit d'injecter un faisceau de lumière à travers une fibre optique, généralement par l'intermédiaire d'une source large bande ou d'un laser accordable et de mesurer la puissance réfléchie par l'intermédiaire d'une photodiode.

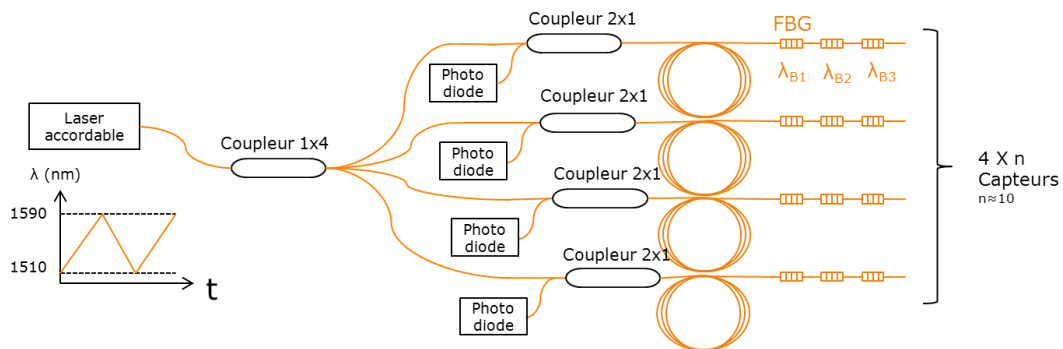


Figure 4.17 – Principe du dispositif d'interrogation des FBG

Les dispositifs à partir de laser accordable représentent l'une des meilleures solutions pour l'interrogation des FBGs, car au contraire des systèmes à base de source large bande, ils permettent de concentrer l'énergie lumineuse sur une fine bande spectrale, ainsi on a un meilleur ratio signal/bruit. De plus, ils permettent d'interroger rapidement (fréquence d'acquisition de 1 Hz à quelques kHz) un grand nombre de FBGs (une dizaine de FBG par voie), tout en donnant accès à l'ensemble du spectre.

Nous avons donc sélectionné le matériel SM125 (figure 4.18) de la société Micron Optic, qui commercialise un système d'interrogation basé sur ce principe de fonctionnement. Un point important de cet équipement est que l'ensemble des éléments optiques est miniaturisé et regroupé dans un même boîtier. Ainsi cela rend le système facilement transportable et compatible avec un environnement industriel.



Figure 4.18 – Dispositif d'interrogation des FBGs (Ref. Micron Optic SM125)

4.4 Mesure simultanée de température et déformation

Dans le cadre d'applications de suivi des procédés d'élaboration, les paramètres physiques du matériau évoluent au cours du procédé en fonction de la température. Ainsi le suivi de ces évolutions nécessite des capteurs qui permettent de séparer l'influence de la température et des déformations (équation 4.6). Or, comme nous l'avons vu un OFS type FBG, en l'état, est sensible simultanément à la température et à la déformation. Il est donc nécessaire de mettre en place des techniques permettant de discriminer la température de la déformation. Cette problématique a fait l'objet de nombreuses études [36, 41, 73, 105, 173, 204, 228, 256, 266, 273, 282]. Les techniques de discrimination température/déformation se distinguent principalement par les précisions atteignables sur l'évaluation des grandeurs physiques et leurs facilités de mise en œuvre.

Demirel [53] a fait un état de l'art ces différentes techniques. La compensation en température par thermocouple est la méthode la plus répandue et la plus simple à mettre en œuvre. Néanmoins cette technique implique un thermocouple à chaque OFS. Elle est donc limitée en nombre de mesures car elle devient très vite très intrusive surtout en vue de mesures distribuées. La technique Dual Bragg Grating method est quant à elle la plus prometteuse pour la réalisation de mesures distribuées, car l'intrusivité se limite à l'insertion d'une seule fibre optique. Cependant pour que cette technique fonctionne, il est nécessaire de développer et d'utiliser des FBGs avec des sensibilités différentes.

4.4.1 Compensation par thermocouple

Dans cette technique la discrimination de la déformation et de la température s'obtient grâce à la mesure de la température par un second capteur, en l'occurrence ici un thermocouple pour effectuer une compensation de la variation de longueur d'onde de Bragg due à l'effet de la température. Ainsi on mesure la variation de longueur totale, et on retranche la variation de longueur d'onde de Bragg théorique due à la température, par l'intermédiaire de la sensibilité thermique du réseau. La déformation dans le capteur peut donc être déterminée par la relation suivante :

$$\frac{\Delta\lambda_B^\varepsilon}{\lambda_B} = \frac{\Delta\lambda_B^{Totale}}{\lambda_B} - \frac{\Delta\lambda_B^T}{\lambda_B} \quad (4.16)$$

Dans le cas de l'hypothèse uniaxiale, on a directement la déformation dans l'axe de la fibre par la relation suivante :

$$\varepsilon_1^s = \frac{\Delta\lambda_B^{Totale} - \Delta\lambda_B^T}{(1 - P_e)} \quad (4.17)$$

On obtient par cette technique de très bon résultats, néanmoins cette technique engendre une perturbation dans le matériau non négligeable qui peut être à l'origine de défauts (porosité, zones riches en résine) et peut nuire à l'étanchéité de l'outillage. La figure 4.19 illustre la perturbation engendrée par l'insertion d'un thermocouple dans la direction des fibres. De plus, il est à noter

que sans hypothèse supplémentaire, il est nécessaire d'ajouter des thermocouples à chaque point de mesure. Cela limite donc fortement la réalisation de mesures distribuées.

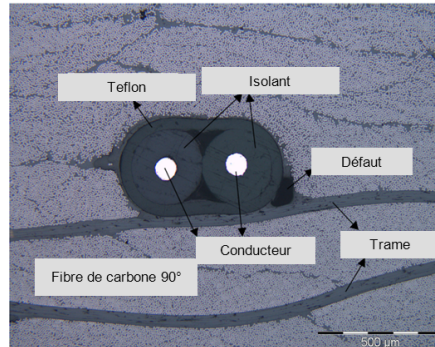


Figure 4.19 – Intrusivité d'un thermocouple dans un matériau composite [53]

4.4.2 Dual Bragg Grating method

Cette méthode consiste à exploiter la réponse de deux réseaux, avec des sensibilités différentes, afin d'effectuer la discrimination température déformation. Il existe deux configurations pour inscrire ces réseaux, soit côte à côte, soit superposés (figure 4.20). Dans ce dernier cas cela permet d'avoir une mesure simultanée de la température et de la déformation au même point. Dans l'autre cas il est nécessaire de réaliser des réseaux de faible longueur avec un faible espace entre les deux réseaux afin d'approximer les deux grandeurs recherchées.

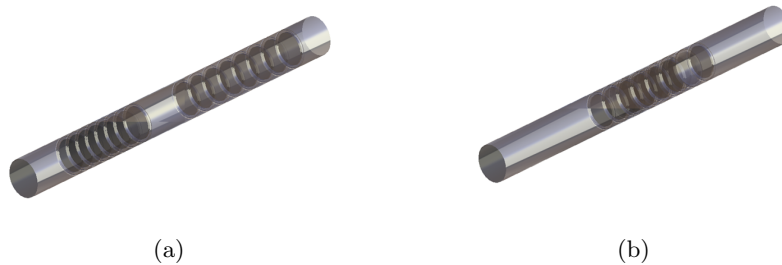


Figure 4.20 – (a) Réseaux côte à côte ; (b) Réseaux superposés

Cette technique permet donc de faire la discrimination température déformation à partir des deux mesures de longueur d'onde ($\Delta\lambda_{Bi}$) issues de ces deux réseaux, en faisant l'hypothèse que la réponse des capteurs est linéaire et que la sensibilité croisée ($K_{T\varepsilon}$) est négligeable.

On a donc un système à deux équations et à deux inconnus qui peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{pmatrix} \frac{\Delta\lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} \\ \frac{\Delta\lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} K_{T1} & K_{\varepsilon1} \\ K_{T2} & K_{\varepsilon2} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \Delta T \\ \Delta \varepsilon \end{pmatrix} \quad (4.18)$$

Les indices 1 et 2 correspondent réciproquement aux sensibilités du réseau numéro 1 et 2. La discrimination température déformation est possible à condition que la matrice de sensibilité du

système soit inversible, c'est à dire un déterminant non nul. Plus le déterminant sera grand, plus le système sera discriminant. C'est à dire qu'il est nécessaire d'avoir des sensibilités suffisamment différentes pour déterminer précisément la température et la déformation. On peut donc obtenir la température et la déformation par une relation directe en inversant le système précédent.

$$\begin{pmatrix} \Delta T \\ \Delta \varepsilon \end{pmatrix} = \frac{1}{K_{\varepsilon 2} K_{T1} - K_{T2} K_{\varepsilon 1}} \cdot \begin{bmatrix} K_{\varepsilon 2} & -K_{\varepsilon 1} \\ -K_{T2} & K_{T1} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \frac{\Delta \lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} \\ \frac{\Delta \lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} \end{pmatrix} \quad (4.19)$$

4.4.3 Analyse d'erreurs de découplage

La qualité d'un découplage peut être évaluée théoriquement par l'intermédiaire d'une analyse de l'erreur commise lors de l'inversion du système précédent. On évalue généralement cette erreur, grâce à l'étude de la propagation d'erreur commise par la détermination de la longueur d'onde. Wei *et al.* [265] ont étudié l'influence des incertitudes sur la qualité du découplage. En première approche ils montrent que l'on peut négliger les erreurs sur l'incertitude des coefficients de sensibilité devant les erreurs engendrées par l'incertitude sur la détermination des longueurs d'ondes de Bragg ($\Delta \lambda_1 = \Delta \lambda_2 = \Delta \lambda$). Sous ces hypothèses, ils démontrent que les erreurs maximales en température et déformation peuvent se calculer à partir des relations suivantes :

$$\begin{aligned} |\Delta T| &\leq \frac{|K_{\varepsilon 2}| + |K_{\varepsilon 1}|}{|\Delta|} |\Delta \lambda| \quad \text{avec } \Delta = K_{T1} K_{\varepsilon 2} - K_{T2} K_{\varepsilon 1} \\ |\Delta \varepsilon| &\leq \frac{|K_{T2}| + |K_{T1}|}{|\Delta|} |\Delta \lambda| \end{aligned} \quad (4.20)$$

Ainsi la connaissance des sensibilités des réseaux permet d'évaluer l'erreur commise sur l'évaluation des deux grandeurs physiques. La précision sur la détermination de la longueur d'onde est déterminée par la résolution du système d'acquisition choisi. Notre système nous permet d'avoir une résolution de 1 pm sur l'acquisition du spectre d'un réseau.

D'après ces relations, on constate que plus le déterminant du système (Δ) est grand plus l'erreur sera petite. Il est donc primordial d'avoir des réseaux avec des sensibilités différentes afin de pouvoir déterminer précisément la température et la déformation.

En accord avec la littérature et les travaux antérieurs du laboratoire effectués sur la problématique de découplage, deux solutions sont étudiées ici. Ces solutions semblent permettre d'obtenir des sensibilités suffisamment différentes pour réaliser la discrimination T/ε avec les spécifications recherchées dans ce projet. L'une exploite l'évolution du coefficient thermo-optique (η) de la fibre optique avec la longueur d'onde. L'autre solution exploite différents type de réseaux qui sont obtenus par différentes conditions d'élaboration.

4.4.4 Exploitation du coefficient thermo optique ξ

Xu *et al.* [273] sont parmi les premiers à avoir testé cette technique en utilisant deux longueurs d'onde de Bragg distinctes de 848 nm et 1298 nm. Ils déterminent l'ensemble des coefficients de sensibilité en effectuant des essais séparés en déformation et en température. Les coefficients de sensibilité trouvés sont légèrement différents pour les deux réseaux. Lors d'un essai de découplage, Il observe une erreur de mesure de 5°C en température, et 10 $\mu\epsilon$ en déformation. Ils expliquent cette erreur par des problèmes liés au système de calibration des réseaux et à la précision de son système d'interrogation.

Demirel [53] a réutilisé cette méthode de découplage sur une plage de longueur d'onde de 1460 à 1580 nm. Ces résultats montrent que plus on augmente la différence de longueurs d'onde entre les deux réseaux de Bragg, plus l'erreur diminue. Néanmoins sur cette gamme de longueur d'onde son système ne lui a permis que d'atteindre une précision de 8°C en température et 49 $\mu\epsilon$ en déformation.

Ghosh [80] a étudié l'évolution du coefficient thermo optique avec la longueur d'onde. Il constate que ce coefficient évolue très rapidement pour des faibles longueur d'onde, de l'ordre de 200 à 800 nm (figure 4.21). Ce résultat montre que bien que la variation du coefficient est plus faible pour des longueurs d'onde élevées, on peut obtenir des sensibilités suffisamment distinctes si l'on exploite des réseaux à des longueurs d'onde très éloignées.

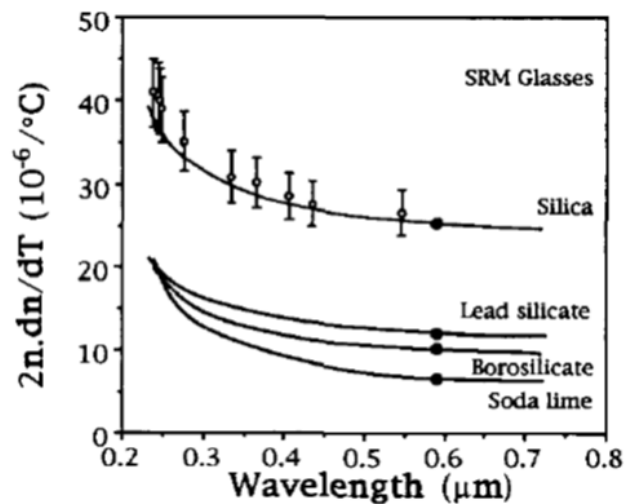


Figure 4.21 – Evolution du coefficient thermo-optique avec la longueur d'onde [80]

Fort de ces résultats, nous avons donc réalisé une série de réseaux superposés à des longueurs d'onde autour de 1262 nm et 1665 nm. On s'est restreint à cette gamme de longueur d'onde, car notre matériel d'interrogation nous permet d'exploiter des réseaux entre 1260 nm et 1680 nm. Ces réseaux ont été réalisés au laboratoire Hubert Curien (La HC), par l'intermédiaire du montage de Llyod [119]. Les réseaux ont été par la suite stabilisés thermiquement en étuve à 200°C pendant 24h.

Des essais de calibration ont été réalisés pour déterminer les sensibilités thermiques et mécaniques.

La sensibilité mécanique est obtenue lors d'un essai uniaxiale à température constante et déformation imposée par l'intermédiaire d'une vis micrométrique. La sensibilité thermique est obtenue à déformation libre et température imposée par l'intermédiaire d'un four micro tubulaire. Le montage utilisé est similaire à celui employé dans le cadre de la thèse de Demirel [53]. La figure 4.22 montre les résultats obtenus.

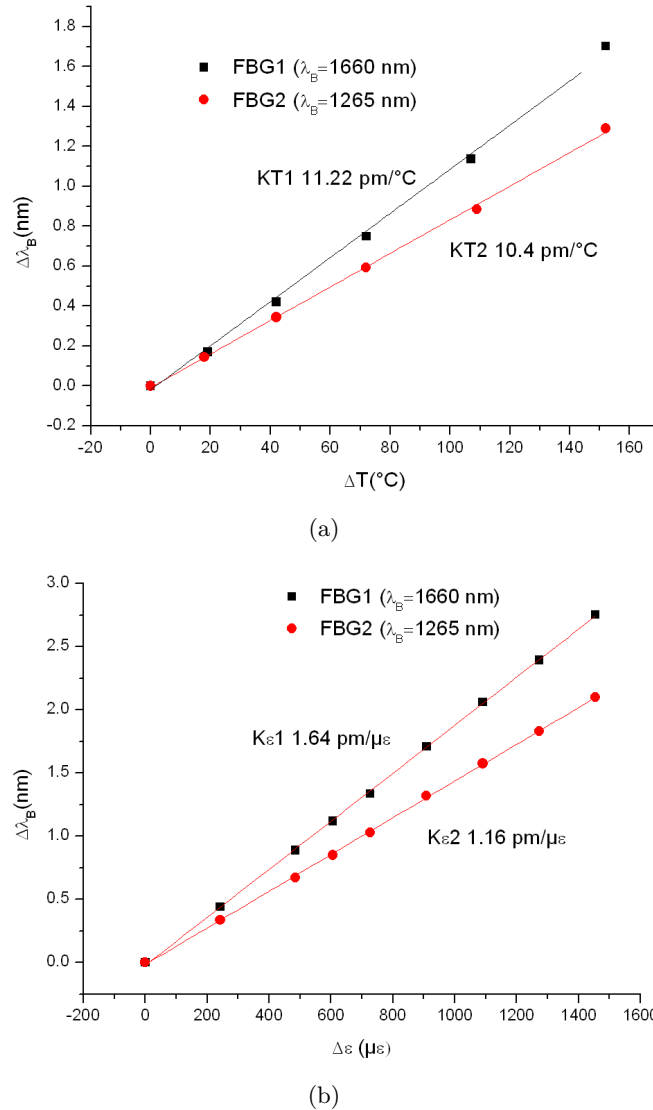


Figure 4.22 – (a) Sensibilités thermiques ; (b) Sensibilités mécaniques

Les calibrations ont été effectuées pour une déformation entre 0 et 1500 $\mu\epsilon$ et une température entre 20°C et 180°C. Les sensibilités sont obtenues par des régressions linéaires dont le coefficient de détermination R pour l'ensemble des courbes est supérieur à 0,998. On constate que l'augmentation de la longueur d'onde d'inscription des réseaux a tendance à augmenter les sensibilités mécanique et thermique des réseaux. Ainsi on peut espérer obtenir une matrice K bien conditionnée. Ce système est évalué dans la section 4.4.6.

4.4.5 Utilisation des réseaux Type I, IA et IIA

Pour améliorer les performances de ce système de découplage, nous avons testé une seconde solution à partir de différents types de réseaux qui ont des sensibilités thermiques différentes. Shu *et al.* [228] ont étudié la faisabilité de cette méthode avec des réseaux de type I, IA et IIA. Ces réseaux sont obtenus lors de la fabrication des réseaux par des conditions d'élaborations différentes sur des fibres optiques co-dopées en Germanium et Boron hydrogénées et non hydrogénées. Le FBG de Type I est le réseau classique obtenu par une courte exposition aux UV sur une fibre optique hydrogénée. Le FBG type IIA est obtenu à la suite du type I, en ayant une longue exposition aux UV conduisant à l'effacement du réseau puis à sa régénération. Enfin le FBG type IA est obtenu de la même manière que le type IIA, mais sur une fibre optique non hydrogénée. L'ensemble de ces réseaux a été élaboré par le laboratoire Hubert Curien (La HC), avec différentes conditions de fabrication, afin de tester la faisabilité de cette solution pour la discrimination température déformation. La figure 4.23 présente les courbes de calibration obtenues pour les différents types de réseau.

On constate que les sensibilités thermiques des différents réseaux sont légèrement différentes. Le type IA présente la sensibilité thermique la plus faible 9,67 pm/°C, alors que le Type IIA présente la sensibilité thermique la plus élevée 10,43 pm/°C. La réponse mécanique pour les trois types de réseaux montre une réponse quasi identique.

4.4.6 Evaluation des différents schémas

Nous avons évalué différents schémas de découplage basés sur la technique à deux réseaux de Bragg (Dual Bragg Grating method), avec les réseaux réalisés précédemment. Les différentes associations ont été évaluées par l'intermédiaire du calcul du déterminant de la matrice K et des erreurs théoriques maximales sur la température et la déformation. Le tableau 4.3 synthétise les résultats.

Schéma Dual grating method	Déterminant Δ	Erreurs	
		T (°C)	ϵ ($\mu\epsilon$)
Type I(1260) - Type I(1680)	0,27	12	72
Type I - Type IA	0,38	6,6	51
Type I - Type IIA	0,28	8,9	70
Type IA - Type IIA	0,68	3,8	30

Tableau 4.3 – Evaluation des schémas dual grating

On constate que le schéma Type IA - Type IIA donne les plus petites erreurs en température et en déformation. En effet, c'est le schéma qui exploite les coefficients de sensibilité thermiques les plus éloignés. Shu *et al.* [227] montrent que les erreurs maximales diminuent rapidement avec l'augmentation du ratio $\frac{K_{T1}}{K_{T2}}$, ce qui est confirmé ici.

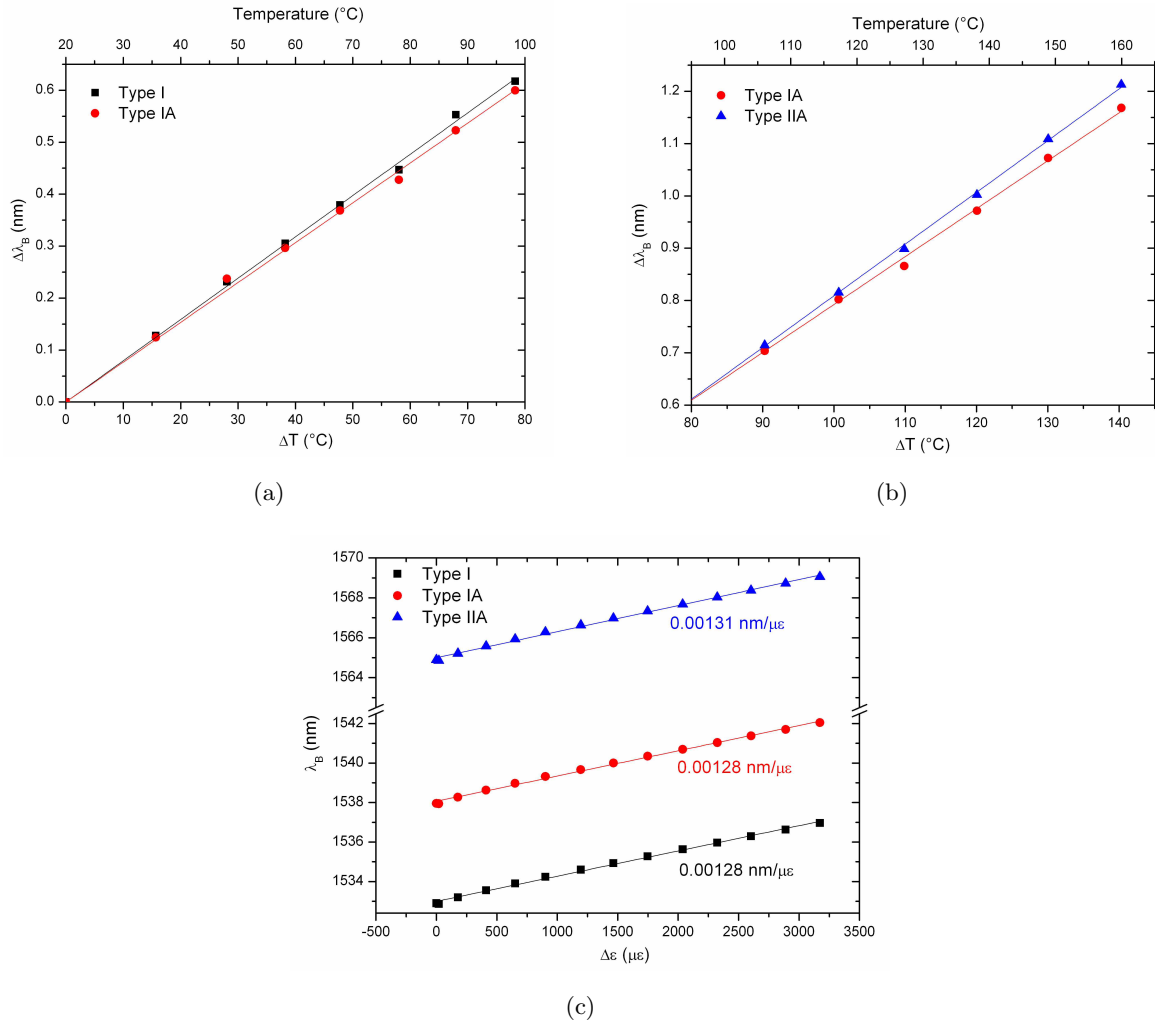


Figure 4.23 – (a) Sensibilités thermiques FBG Type I et IA ; (b) Sensibilités thermiques FBG Type IA et IIA ; (c) Sensibilités mécaniques

Pour valider ce résultat, nous avons voulu vérifier expérimentalement l'erreur commise sur la détermination de la température et la déformation. Ainsi nous avons appliqué au capteur, dans un premier temps, une série de déformations constantes, puis une comparaison a été faite entre la déformation imposée et la déformation mesurée par la méthode Dual Bragg Grating (figure 4.24). Le même type d'essai a été réalisé en imposant un champ de température uniforme à déformation libre.

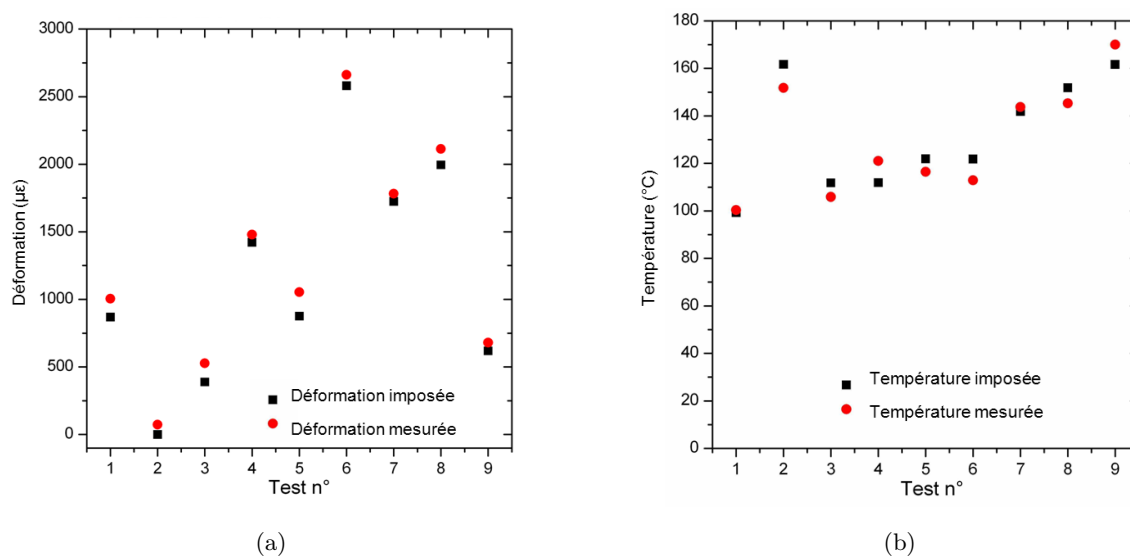


Figure 4.24 – (a) Réponse à déformation imposée ; (b) Réponse à température imposée

On constate que l'erreur entre paramètres imposés et mesurés est beaucoup plus grande que l'erreur max évaluée par le critère théorique de découplage. On note une erreur max en déformation d'environ $200 \mu\epsilon$ et une erreur max en température d'environ 10°C . Cet écart n'est pas en accord avec les spécifications de mesure attendues dans le cadre du suivi de procédé.

Cet écart d'erreur pourrait provenir d'une non linéarité de la réponse en température des réseaux Type IA et Type IIA. En effet une hypothèse indispensable pour la mise en place de la méthode Dual Bragg Grating est que les réponses (thermique et déformation) sont linéaires. Shu *et al.* [228] avaient établi de bons résultats avec cette méthode, mais sur une plage de température plus faible (20 à 120°C) que celle nécessaire pour le suivi du procédé. Or Chojetzki *et al.* [42] et Flockhart *et al.* [72] montrent que la sensibilité thermique des FBGs est liée à la température. En particulier Chojetzki *et al.* [42] observent que les FBG Type IA sont instables entre 100 et 150°C . Bien qu'il soit possible de stabiliser thermiquement les FBGs Type I par un vieillissement, la réponse en longueur d'onde du type IA continue à évoluer, même avec des vieillissements sur des longues périodes. Chojetzki *et al.* [42] proposent de travailler avec des fibres dopées avec d'autres éléments, ou sur les conditions d'inscriptions des réseaux. Sur la durée du projet il n'a malheureusement pas été possible de remédier à cette problématique de stabilité thermique des FBGs Type IA. Nous avons donc sélectionné la méthode de compensation en température par thermocouple pour réaliser la discrimination température déformation, car en l'état de nos

connaissances c'est la méthode qui répond au mieux aux spécifications recherchées dans le cadre de ce projet.

4.5 Intégration aux matériaux composites

4.5.1 L'intégration des capteurs

L'intégration des capteurs aux matériaux composites est une phase cruciale, tant pour l'intégrité du capteur que pour l'interprétation des données qui en sont issues. En effet, au début de notre phase d'essai, de nombreux essais de suivi de procédé ont échoué par un manque d'expérience et de savoir faire lié à l'intégration des capteurs aux matériaux composites. La capitalisation et l'analyse de ces essais nous a permis de développer des solutions et une méthodologie nous permettant de suivre les procédés d'élaboration de matériaux composites dans des conditions maîtrisées. C'est à dire en garantissant les spécifications du procédé, mais aussi en garantissant l'intégrité du capteur.

L'environnement du procédé nécessite des précautions afin de rendre l'instrumentation robuste. En effet lors de l'élaboration d'un matériau composite les capteurs peuvent subir des sollicitations élevées, d'origines thermiques (cuisson à 180°C), mécaniques (phase de compaction et d'injection), mais aussi liées au caractère manuel de certaines opérations (manipulation de la préforme et des outillages). Cela requiert donc la définition de solutions destinés à protéger la fibre optique et minimiser l'influence des sollicitations citées précédemment, tout en facilitant leur manipulation. On a donc privilégié des solutions qui permettent l'interconnexion des fibres tout en minimisant les pertes optiques. Cela peut se faire par exemple par l'utilisation d'une connectique standardisée (FC/PC). La connectique est un élément primordiale car elle permet d'utiliser des systèmes instrumentées déportés. C'est à dire, par exemple par l'intermédiaire de boîtes de connexion solidaires au moule qui vont contenir l'ensemble des connexions (fragile) des capteurs, et ainsi protéger les éléments sensibles de l'environnement hostile. Les connexions à la centrale d'interrogation sont réalisées par des jarretières. On limite ainsi le nombre de manipulation de la fibre optique et par conséquent les possibilités de détérioration des capteurs.

Les entrées et sorties de fibre optique sont des points particulièrement sensibles, car c'est précisément à ces endroits que la fibre est la plus fragile. Elles sont à l'origine d'un grand nombre de ruptures de la fibre optique. L'environnement du procédé est particulièrement hostile pour la fibre optique car généralement elle passe à travers un cordon de résine qui est cassée, lors du démoulage, et peut entraîner la perte totale du signal (figure 4.25). Le retrait chimique de la résine dans ces zones peut aussi être à l'origine de courbure de la fibre optique. Lors des premiers essais d'instrumentation cette origine a conduit la perte du signal optique lors de la phase de cuisson. Par conséquent, pour limiter la rupture de la fibre, on privilégie des insertions directement à travers la préforme sans zone de résine. De plus, les entrées et sorties sont protégées par une gaine protectrice en téflon, qui accompagne la fibre optique à son insertion dans la préforme.

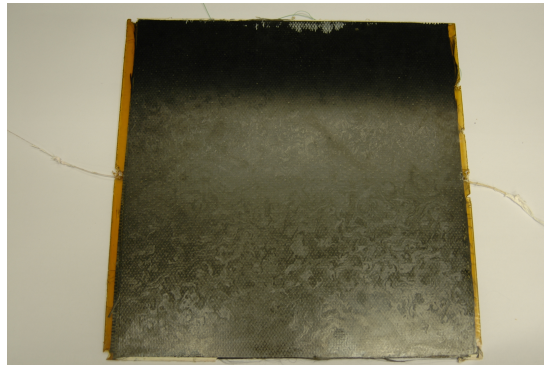


Figure 4.25 – Exemple d'entrée et sortie de la fibre optique dans une pièce composite

La phase de compaction de la préforme peut être une grande source de détérioration du capteur. Lors de cette phase, la fibre est maintenue en position dans la préforme, tous les déplacements de la préforme ou de l'outillage peuvent initier la casse de la fibre optique sur ses entrées et sorties. Pour éviter ces problématiques, on réalise une étape de préformage de la préforme instrumentée sans bloquer les entrées et sorties des capteurs.

Enfin l'alignement de l'OFS avec les fibres de renfort est un élément clef pour le maintien du signal et le traitement de l'information. En effet les ondulations de la fibre optique induites par l'architecture du renfort peuvent conduire à la disparition du signal du fait des pertes par microcourbures. Dans certain cas, comme avec l'utilisation de renfort à base de tissus équilibrés, il est nécessaire de limiter le T_{vf} de la préforme, pour atténuer les pertes par microcourbure. Nous verrons dans la section suivante que l'alignement joue un rôle important pour la minimisation de l'intrusivité du capteur dans le matériau et la détermination du champ de déformation par FBG. La figure 4.26 synthétise l'ensemble des solutions que nous avons mises en place dans le cadre de l'intégration des capteurs pour le démonstrateur industriel de SKF Aerospace. Ces solutions contribuent à rendre compatible un système d'instrumentation innovant avec un milieu industriel hostile.

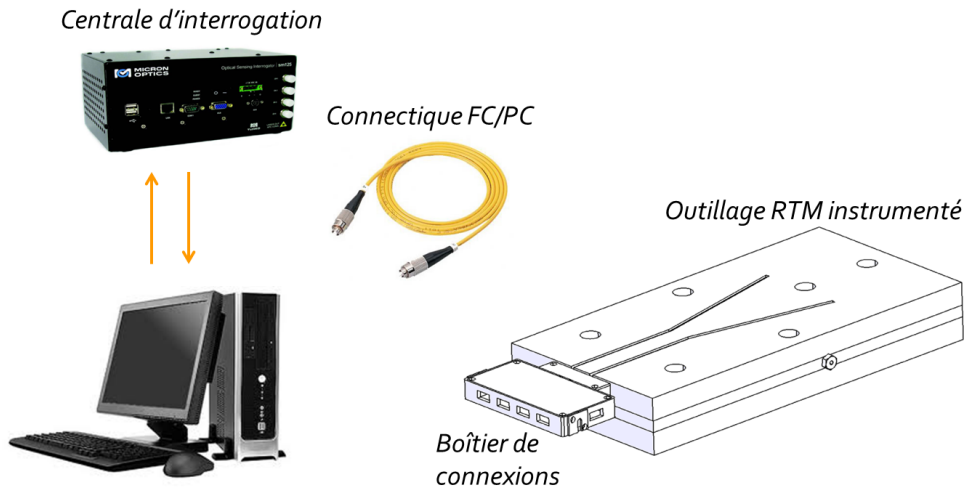


Figure 4.26 – Intégration de capteur pour le démonstrateur industriel SKF Aerospace

4.5.2 Intrusivité des capteurs

Pour effectuer des mesures d'un phénomène physique, il est primordial de limiter l'intrusivité du capteur, afin que la mesure reste représentative du phénomène en l'absence du capteur. Dans le cadre des procédés par voie sèche l'intrusivité des OFS a été largement étudié. Lorsque la fibre optique est placée le long des renforts, l'intrusivité se limite à la taille de la fibre optique. Cependant lorsque la fibre est placée perpendiculaire aux fibres de renfort, on constate la formation d'une zone riche en résine entre le capteur et les plis de la préforme (figure 4.27).

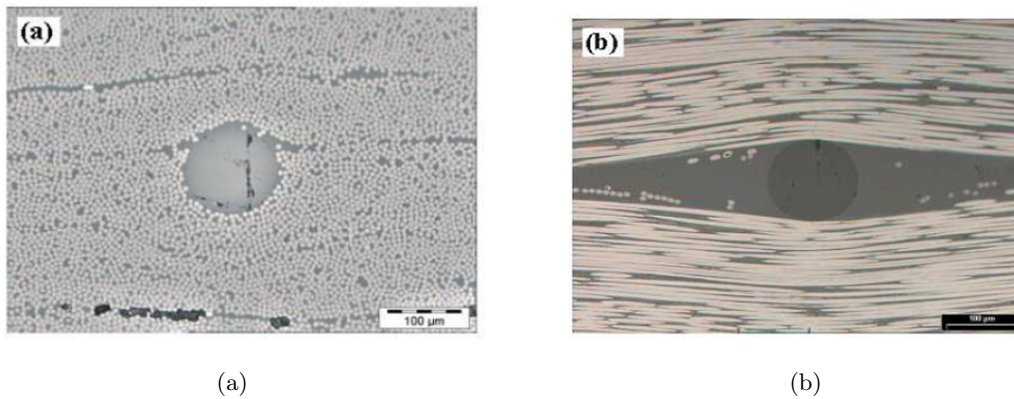


Figure 4.27 – (a) OFS placé le long des fibres de renfort ; (b) OFS perpendiculaire aux fibres de renfort [255]

Demirel [53] a étudié la formation de ces zones autour de la fibre pour différentes orientations entre la fibre optique et les renforts et observe que la taille des zones riches en résine augmente quasi linéairement avec l'angle d'inclinaison de la fibre (figure 4.28). Ainsi la zone riche en résine

semble maximale lorsque la fibre optique est placée perpendiculaire aux fibres de renfort.

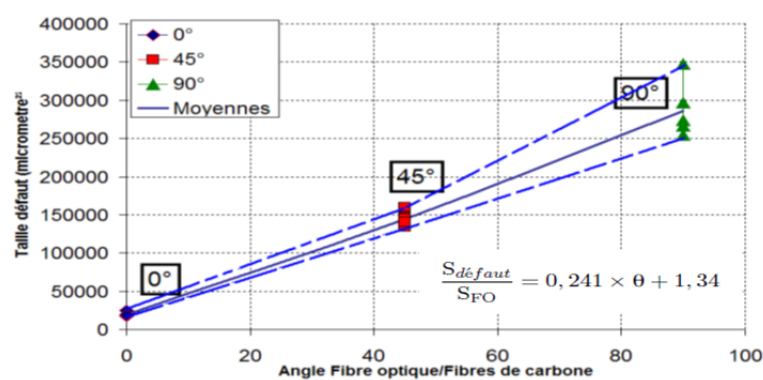


Figure 4.28 – Influence de l'inclinaison de la fibre optique sur les zones riches en résine [53]

De manière générale, ces zones riches en résine ne sont pas tolérables à plusieurs titres. D'une part, ces zones peuvent perturber l'écoulement en créant des zones préférentielles d'écoulement, et ainsi nuire à la représentabilité de la mesure. D'autre part ces zones riches en résine autour de la fibre optique vont perturber le champ de contrainte dans le matériau et peuvent être à l'origine de la propagation de fissures. Ces zones nuisent aux performances mécaniques du matériau final. De plus, la présence d'une zone riche en résine localement autour de la fibre optique crée un champ de contrainte hétérogène au bord du capteur, ce qui rend plus difficile l'évaluation de ce champ, et donc l'interprétation des données. Par conséquent, dans le cadre de notre étude, nos capteurs seront toujours placés le long des fibres de renfort.

4.5.3 Effet du revêtement

Un point important dans l'utilisation d'un OFS, pour la mesure de déformation, est l'interface entre la fibre optique et le milieu où elle est insérée. En effet pour mesurer les déformations du milieu il faut que celles-ci soient transmises au réseau de Bragg. Sans cela, la mesure est fortement compromise.

Dans le cadre des réseaux de Bragg, il y a un revêtement dit de protection entre le cœur de la fibre et le milieu ambiant. Il s'agit généralement d'un polymère de type acrylate ou polyimide. Ainsi pour avoir un capteur de déformation fiable il est nécessaire d'avoir un transfert de charge quasi parfait à l'interface. Yuan *et al.* [279] ont étudié la distribution de contraintes entre la gaine et la fibre optique. Ils montrent que sous un chargement mécanique il y a formation d'une contrainte de cisaillement à l'interface du cœur et de la gaine, car la rigidité de la gaine est plus faible que la rigidité du cœur. Cette contrainte va donc influencer directement l'équilibre mécanique local entre le cœur de la fibre et sa gaine (figure 4.29).

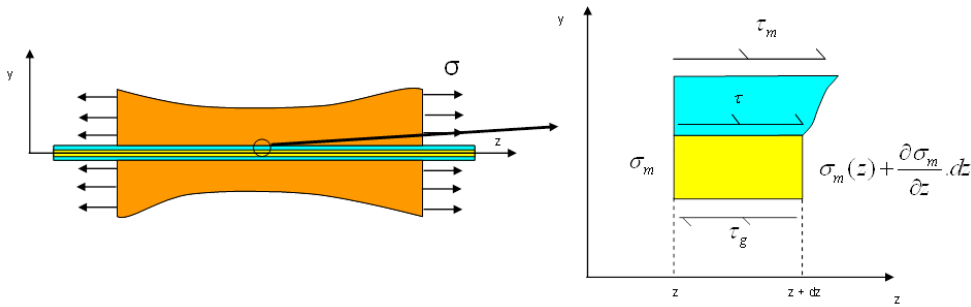


Figure 4.29 – Cisaillement à l'Interface fibre optique [279]

La modélisation mécanique de l'interface fibre optique/gaine faite par Yuan *et al.* [279] montre que plus la longueur de fibre implantée est grande, et le diamètre de revêtement est petit, meilleur est le transfert de charge entre le matériau et la fibre.

Wei C *et al.* [267] ont testé expérimentalement différents types de revêtement de fibre optique et ont mesuré l'impact sur le transfert de charge. Cette étude est d'autant plus intéressante, que les auteurs intègrent les fibres optiques dans une résine thermodurcissable qui est couramment employée dans l'élaboration des matériaux composites (résine RTM6). L'expérience consiste à faire réticuler la résine dans un moule parallélépipédique avec une fibre optique placée au centre. Après réticulation, ils effectuent des tests mécaniques sur l'éprouvette et établissent un coefficient de transfert de charge en comparant la réponse de l'OFS avec la réponse d'une jauge électrique montée en surface. Ils effectuent ce même essai en utilisant différents revêtements qui peuvent être utilisés pour protéger l'OFS. Le transfert de charge est défini comme étant le rapport entre la déformation mesurée par FBG et la mesure par jauge électrique. Le tableau 4.4 synthétise les valeurs de transfert de charge pour les différents revêtements.

Type de revêtement	nu	Epoxy	Silane Agent	Polypropylène
Coeff. transfert de charge	98.7%	94.7%	90.8%	88.2%

Tableau 4.4 – Coefficient de transfert de charge suivant le type de revêtement

On constate que l'on obtient un transfert de charge maximale avec une fibre non revêtue, car les charges sont directement appliquées au réseau. Le revêtement époxy donne également un bon transfert de charge. Ce n'est pas très étonnant car c'est le revêtement qui a une structure chimique la plus proche de celle de la résine utilisée. Un revêtement de type Polypropylène offre le moins bon transfert de charge. Dans cette étude le silane n'a pas donné de bon résultat, pourtant c'est un agent couplant qui est censé accroître l'adhésion à l'interface des fibres. Le choix de l'agent couplant est mis en cause dans l'étude.

Hadjiprocopiou *et al.* [91] ont eux aussi étudié le transfert de charge à l'interface fibre optique et matériau composite, avec en plus une étude élément fini. Ils comparent deux types de revêtement, l'acrylate et le polyimide. Ils constatent une déviation de la déformation du revêtement à partir d'un certain niveau de chargement avec une fibre revêtue d'acrylate. Cette déformation est

préjudiciable, car elle modifie la charge transmise à la fibre optique. Le modèle élément fini montre une décohésion à l'interface fibre/revêtement. On peut néanmoins remédier à cela en utilisant un revêtement polyimide qui a de meilleures caractéristiques mécaniques. De plus ce revêtement est plus résistant aux hautes températures que le revêtement acrylate et assure une meilleure adhésion entre le cœur de la fibre et la gaine.

Le revêtement apparaît comme un élément primordial dans la qualité de la mesure. L'intégration des FBGs sans revêtement demeure le meilleur moyen d'assurer un bon transfert de charge entre le matériau et le capteur. Néanmoins, lorsque le milieu est trop hostile pour le capteur il est envisageable d'utiliser un revêtement en polyimide qui offre de meilleures propriétés mécaniques et thermiques qu'un revêtement acrylate. Par conséquent, dans la réalisation de nos travaux nous avons privilégié l'utilisation de réseau nu pour assurer un transfert de charge maximal entre le matériau et le réseau de Bragg.

4.5.3.1 Impact de la fibre optique sur les performances mécaniques

De nombreux auteurs ont étudié l'influence de l'insertion d'une fibre optique sur les performances mécaniques du matériau. On constate que lorsque la fibre optique est placée dans le sens des renforts, son influence est négligeable. Les paramètres qui vont limiter l'impact de la fibre optique sur les performances sont le diamètre de la fibre optique et la densité de fibre optique dans le matériau (nombre de fibre insérée).

Hadzic *et al.* [92] ont étudié l'influence de l'insertion des OFS sur la performance mécanique d'un stratifié. Ils comparent expérimentalement la résistance mécanique en traction d'un stratifié avec une ou plusieurs fibres optiques insérées le long des renforts et sans fibre. Ils ne constatent aucune influence significative de la présence de la fibre optique sur la résistance mécanique du stratifié. En fait l'insertion de la fibre optique dans le matériau ne va perturber le champ de contrainte dans le matériau que très localement. On peut montrer par une approche analytique que la contrainte induite par la perturbation de la fibre optique devient négligeable à une distance égale à 5 fois le diamètre de la fibre optique.

Un exemple est le calcul analytique (théorie développée par Lekhnitskii [147]) de la contrainte autour d'une fibre optique, insérée dans un matériau composite, sous un chargement thermique.

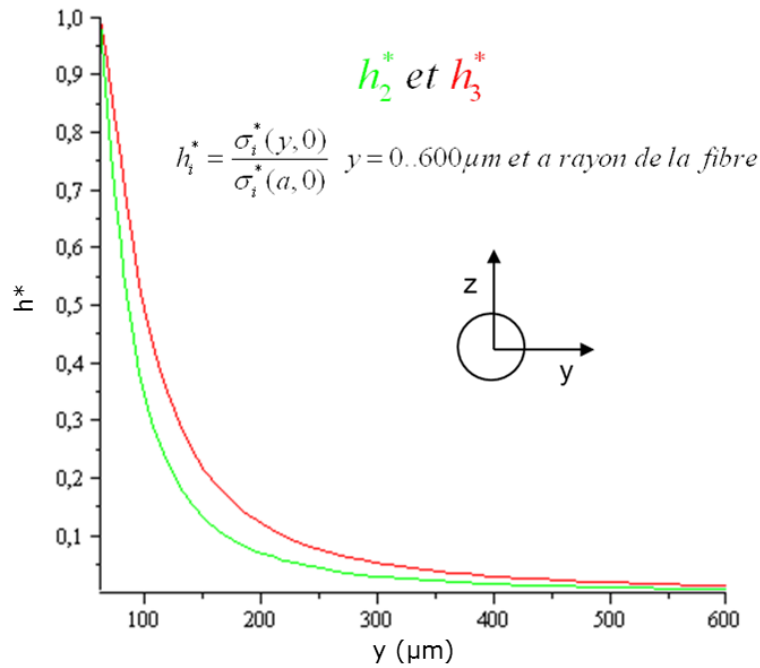


Figure 4.30 – Evolution de la contrainte radiale induite par un OFS inséré dans un matériau composite lors d’un refroidissement

Dans cette étude, on observe que la contrainte de perturbation ramenée à sa valeur maximale représentée par la fonction h_i^* décroît rapidement plus on s’éloigne de la fibre optique. L’influence de la présence d’une fibre dans le matériau sur le champ de contrainte est inférieur à 5% à une distance de 300 μm , et inférieur à 1% à une distance de 600 μm .

Cela illustre donc bien qu’à partir d’une distance supérieure à 5 fois le diamètre de la fibre optique, l’intrusivité de la fibre optique devient négligeable.

4.6 Evaluation du champ de déformation 3D

Appliqués aux matériaux composites, les OFS sont une technologie de capteur permettant d'effectuer des mesures au sein même du matériau. Néanmoins la détermination de ces déformations n'est pas toujours triviale car bien souvent le chargement au bord de la fibre optique ne se limite pas à un chargement uniaxial. En effet l'hétérogénéité d'un matériau composite et l'anisotropie engendrent un champ de déformation dans les trois dimensions. La détermination du champ de déformation nécessite donc la mise en place d'hypothèses simplificatrices et/ou l'utilisation d'un modèle mécanique couplé à un modèle photo élastique (figure 4.31). Le modèle mécanique proposé ici permet de prendre en compte la perturbation engendrée par la fibre optique et de calculer le champ de déformation en l'absence de fibre optique par une approche analytique. Le modèle photo élastique permet lui d'établir un lien entre le champ de déformation appliqué au capteur et les variations de longueur d'onde.

L'avantage de l'utilisation de ce modèle analytique est de pouvoir évaluer le champ de déformation dans le matériau en l'absence de capteur quasiment instantanément. Néanmoins la complexité des mécanismes mis en jeu, nécessite d'établir des hypothèses simplificatrices sur le champ de déformation dans le matériau. Ces simplifications ont pour conséquence une erreur sur la mesure de déformation qui peut s'avérer dans certains cas non négligeable. C'est pourquoi il est primordial d'être rigoureux lors de l'intégration de la fibre optique dans le matériau, afin de minimiser les erreurs.

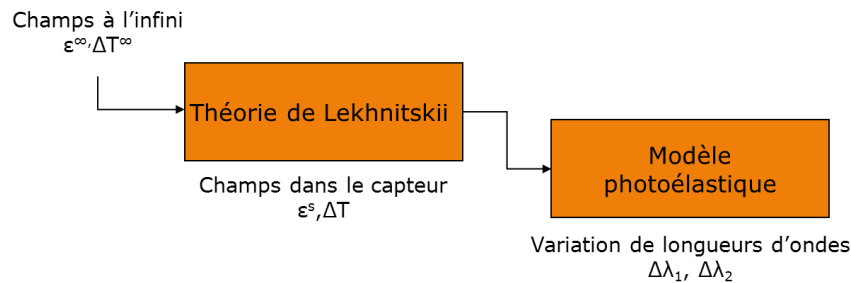


Figure 4.31 – Approche directe pour la détermination du champ de déformation

4.6.1 Modèle thermo mécanique

Le challenge pour l'insertion d'un capteur à fibre optique dans un matériau composite est d'arriver à déterminer le champ de déformations et de température à l'intérieur du matériau en l'absence du capteur. L'approche utilisée ici est celle employée par Steenkiste et Springer [240] et reprise par Vacher [255]. Elle consiste à analyser le champ de déformation autour d'une inclusion dans un matériau composite, grâce à l'utilisation de la théorie de l'élasticité anisotrope de Lekhnitskii [147].

Lekhnitskii [147] fait intervenir la notion de champ à l'infini qui correspond au champ de déformation présent dans le matériau à une distance suffisamment grande de l'inclusion, où la

perturbation de l'inclusion devient nulle. On admet généralement que cette distance correspond à 5 fois le diamètre de la fibre optique. Le but ici est d'avoir une meilleure compréhension de la distribution du chargement mécanique, en reliant le champ à l'infini aux déformations dans la fibre optique, tout en prenant en compte la perturbation du capteur dans le matériau.

On se propose ici de synthétiser la démarche employée pour obtenir cette relation. Le détail de cette démarche est donnée en annexe A.

4.6.1.1 Hypothèses

On suppose que le capteur est un corps cylindrique rigide de longueur infinie et de comportement isotrope. La taille du capteur est très petite devant celle du matériau. Le capteur est placé dans le matériau sans son revêtement, ainsi l'interface entre le capteur et le matériau peut être considérée parfaite. Les déformations sont supposées petites, le matériau et le capteur ont un comportement linéaire élastique. Avec ces considérations, les contraintes et les déformations à l'intérieur du capteur sont uniformes et constantes, alors que dans le matériau les contraintes et les déformations peuvent varier dans la direction perpendiculaire au capteur, mais sont constantes dans la direction du capteur. On suppose que la variation de température du milieu environnant le capteur est la même à l'intérieur du capteur.

$$\Delta T^\infty = \Delta T \quad (4.21)$$

On note σ^∞ et ε^∞ les contraintes et déformations à l'infini présentes dans le matériau composite. De même pour σ^s et ε^s qui sont les contraintes et déformations dans le capteur. Pour rappel la figure 4.32 représente les repères utilisés dans cette étude.

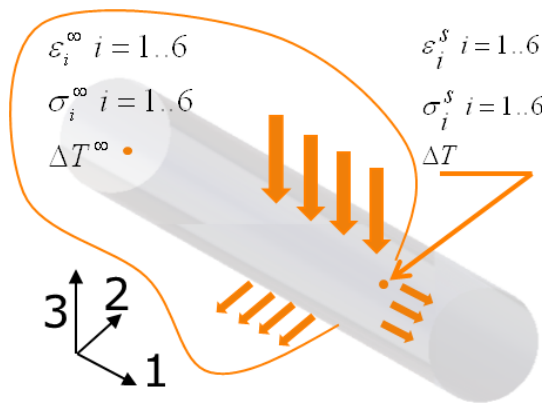


Figure 4.32 – Description des repères liés à la fibre optique

4.6.1.2 Ecriture des champs

En considérant le repère (1,2,3) défini sur la figure 4.13, on peut écrire à chaque point du matériau ou de la fibre optique les relations suivantes entre les déformations (ε_i) et les déplacements (u_1, u_2 et u_3) en petites perturbations :

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_1 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_1} & \varepsilon_4 &= \frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \\
 \varepsilon_2 &= \frac{\partial u_2}{\partial x_2} & \varepsilon_5 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \\
 \varepsilon_3 &= \frac{\partial u_3}{\partial x_3} & \varepsilon_6 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1}
 \end{aligned} \tag{4.22}$$

La relation entre contrainte et déformation est donnée par la loi de Hooke généralisée qui peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\sigma_i^\infty = Q_{ij} (\varepsilon_j^\infty - \alpha_j \Delta T) \tag{4.23}$$

avec Q_{ij} la matrice de rigidité du matériau composite et S_{ij} la matrice de souplesse associée qui s'exprime pour un matériau orthotrope sous la forme suivante :

$$S_{ij}^c = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{11}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \tag{4.24}$$

avec E_i les modules de rigidité suivant chacun des axes d'orthotropie, G_{ij} les modules de cisaillement et ν_{ij} les coefficients de poisson.

En considérant les propriétés de la fibre isotrope on peut écrire la même relation que précédemment avec la matrice de souplesse suivante :

$$S_{ij}^f = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_f} & -\frac{\nu_f}{E_f} & -\frac{\nu_f}{E_f} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_f}{E_f} & \frac{1}{E_f} & -\frac{\nu_f}{E_f} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_f}{E_f} & -\frac{\nu_f}{E_f} & \frac{1}{E_f} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_f} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_f} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_f} \end{bmatrix} \tag{4.25}$$

Les relations entre le champs de déplacement et les déformations sont obtenues en intégrant les relations 4.22. Ainsi en l'absence de mouvement rigide, on peut écrire la relation suivante :

$$\begin{aligned}
 u_1^\infty &= x_1 \varepsilon_1^\infty + x_2 \varepsilon_6^\infty + x_3 \varepsilon_5^\infty \\
 u_2^\infty &= x_2 \varepsilon_2^\infty + \frac{1}{2} x_3 \varepsilon_4^\infty \\
 u_3^\infty &= \frac{1}{2} x_2 \varepsilon_4^\infty + x_3 \varepsilon_3^\infty
 \end{aligned} \tag{4.26}$$

4.6.1.3 Contraintes et déformations aux bornes de l'inclusion

L'insertion d'un capteur dans un matériau perturbe localement le champ de contrainte σ_i et de déformation ε_i . Cette perturbation s'exprime selon Lekhnitskii [147] par l'intermédiaire

des termes σ_i^p et ε_i^p . La contrainte à proximité du capteur en un point P s'écrit sous la forme suivante :

$$\begin{aligned}\sigma_i &= \sigma_i^\infty + \sigma_i^p \\ \varepsilon_i &= \varepsilon_i^\infty + \varepsilon_i^p \\ u_i &= u_i^\infty + u_i^p\end{aligned}\tag{4.27}$$

Les termes σ_i^p , ε_i^p et u_i^p sont données pour une inclusion cylindrique par Lekhnitskii [147]. Elles sont rappelées en annexe A.

4.6.1.4 Les conditions de continuité à l'interface de la fibre

Pour déterminer la relation entre le champ de déformation dans le capteur et le matériau, il est nécessaire d'appliquer deux conditions de continuité. L'application de ces conditions en deux points A et B (figure 4.33) suffit pour qu'elles soient vraies sur tout le contour de la fibre, par symétrie cylindrique.

La première condition impose que le champs de déplacement dans le capteur(u_i^s) est égale au champs de déplacement proche du capteur(u_i^∞).

$$u_i^s = u_i = u_i^p + u_i^\infty\tag{4.28}$$

Aux points A et B, la deuxième condition traduit que le vecteur traction à l'interface est identique dans le matériau et au sein du capteur. Ainsi on peut écrire :

$$\begin{array}{ll} \text{Au pt A :} & \begin{array}{l} \sigma_2^s = \sigma_y^s = \sigma_2 \\ \sigma_4^s = \sigma_{yz}^s = \sigma_4 \\ \sigma_6^s = \sigma_{xy}^s = \sigma_6 \end{array} & \text{Au pt B :} & \begin{array}{l} \sigma_3^s = \sigma_z^s = \sigma_3 \\ \sigma_4^s = \sigma_{yz}^s = \sigma_4 \\ \sigma_5^s = \sigma_{xz}^s = \sigma_5 \end{array} \end{array}\tag{4.29}$$

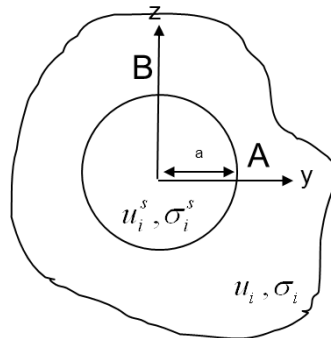


Figure 4.33 – Ecriture des champs aux bornes de l'inclusion

4.6.1.5 Résultats

Le système d'équation formé par les conditions de continuité a été résolu sous sa forme matricielle donnée en annexe B. Nous présentons ici le résultat obtenu après résolution du

système matricielle sous Maple. Le détail des équations est donné en annexe A.

Rappelons que la réponse d'un réseau de Bragg est influencée principalement par les composantes principales du champs de déformation (ε_1^s , ε_2^s et ε_3^s). Ainsi on se limite ici à la présentation des relations entre les composantes normales du champs de déformation dans la fibre et dans le matériau. Par conséquent, la relation entre les composantes du champs de déformation dans le capteur et dans le matériau peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^s \\ \varepsilon_2^s \\ \varepsilon_3^s \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ m_{12} & m_{22} & m_{23} \\ m_{31} & m_{32} & m_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_3^\infty \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ q_2 \\ q_3 \end{bmatrix} \Delta T = [M_\varepsilon] \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_3^\infty \end{bmatrix} + [M_T] \Delta T$$

avec M_ε la matrice qui représente le transfert des déformations du stratifié à la fibre optique à température constante, et M_T la matrice représentant les déformations induites par les dilatations différentielles du stratifié et de la fibre optique.

Ces matrices ont été déterminées pour le matériau 48580, qui est le matériau utilisé pour insérer les fibres dans cette thèse. A titre d'exemple voici la matrice obtenue pour le matériau 48580 avec le Tvf de 58% (propriétés en annexe D).

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^s \\ \varepsilon_2^s \\ \varepsilon_3^s \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ -0,1173 & 0,1732 & 0,0016 \\ -0,1596 & 0,0013 & 0,1719 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_3^\infty \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ -0,000001882 \\ -0,000001777 \end{bmatrix} \Delta T$$

On constate que le terme m_{11} de la matrice M_ε est égal à 1 car on a fait l'hypothèse que les déformations dans l'axe de la fibre et du matériau sont identiques (pas de glissement à l'interface). Les coefficients m_{22} et m_{33} représentent une part des efforts transverses qui sont transmis du matériau vers le capteur. Les faibles valeurs indiquent que pour ce matériau l'effet des efforts transverses sur le transfert de charge entre le matériau et la fibre est très faible. Néanmoins les effets transverses jouent un rôle important dans la détermination du champ de déformation, notamment en présence d'une variation de température (M_T).

La relation entre le champs de déformation à l'infini dans le matériau et le champs de déformation dans la fibre optique étant maintenant définie, il est nécessaire d'établir la relation entre le champs de déformation dans le capteur et les variation de longueur d'onde par l'intermédiaire d'un modèle photoélastique (cf. figure 4.31).

4.6.2 Modèle photoélastique

Nous nous intéressons ici à la description des phénomènes propres aux caractéristiques du capteur à réseau de Bragg. C'est-à-dire à la réponse du capteur aux déformations appliquées à sa surface. Le but est donc de relier le champ de déformation appliqué au capteur, aux variations de longueur d'onde. Pour ce faire on exploite la réponse d'un réseau de Bragg sous un chargement complexe.

4.6.2.1 Relation des réseaux de Bragg

En vue de réaliser la détermination d'un champ de déformation tridimensionnel dans le matériau, on exploite le caractère biréfringent de la fibre optique. Ainsi comme on l'a montré précédemment on est dans ce cas en présence de deux pics de réflexion.

D'après les équations 4.12 de la réponse d'un réseau de Bragg sous charge complexe on peut déterminer la variation de longueur d'onde des deux pics en fonction de la charge appliquée. L'équation 4.12 peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \frac{\Delta\lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} \\ \frac{\Delta\lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 - \frac{n_e^2}{2} P_{12} & -\frac{n_e^2}{2} P_{11} & -\frac{n_e^2}{2} P_{12} \\ 1 - \frac{n_e^2}{2} P_{12} & -\frac{n_e^2}{2} P_{12} & -\frac{n_e^2}{2} P_{11} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^s \\ \varepsilon_2^s \\ \varepsilon_3^s \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \alpha_f + \xi \\ \alpha_f + \xi \\ \alpha_f + \xi \end{bmatrix} \Delta T$$

$$\left[\frac{\Delta\lambda}{\lambda} \right] = [Pe] [\varepsilon_f] + [T_2] \Delta T$$

La matrice Pe représente la matrice des transferts photoélastique et la matrice T_2 représente la sensibilité thermique du réseau.

Nous avons donc un système à deux équations et à trois inconnues qui sont les trois déformations normales dans le capteur. Pour le résoudre on est donc obligé d'introduire une troisième équation, qui est une hypothèse sur le champ de déformation dans le stratifié.

4.6.2.2 Hypothèse de contraintes planes

Les matériaux composites utilisés dans notre projet ont une faible épaisseur par rapport aux dimensions dans le plan de la pièce. Ainsi dans une première approche simplifiée, on peut appliquer au champ de contrainte dans le matériau composite l'hypothèse de contrainte plane. Sous l'hypothèse de contrainte plane, on peut donc écrire d'après la loi de Hooke les déformations suivant les directions principales. On peut exprimer les déformations d'origine mécanique dans le stratifié ε_3 en fonction de ε_1 et ε_2 :

$$\varepsilon_3^\infty = \frac{1}{Q_{33}} (-Q_{31}\varepsilon_1^\infty - Q_{32}\varepsilon_2^\infty) + \alpha_3^c \Delta T \quad (4.30)$$

avec Q_{ij} les coefficients de la matrice de rigidité en contraintes planes du matériau. Sous forme matricielle on peut écrire à l'état isotherme :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_3^\infty \end{bmatrix}_{Meca} = \begin{bmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \\ -\frac{Q_{31}}{Q_{33}} & -\frac{Q_{32}}{Q_{33}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \end{bmatrix} = C \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \end{bmatrix} \quad (4.31)$$

4.6.2.3 Le modèle photoélastique

En liant cette dernière hypothèse avec la relation de Bragg, on peut établir le modèle photoélastique qui lie les variations de longueurs d'onde au champ de déformation à l'infini, c'est

à dire le champ de déformation dans le matériau en l'absence de capteur. Sous forme matricielle on peut donc établir le modèle photo élastique suivant :

$$\begin{bmatrix} \frac{\Delta\lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} \\ \frac{\Delta\lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} \end{bmatrix} = [Pe] [M_\varepsilon] [C] \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \end{bmatrix}_M + [Pe] \{ [M_\varepsilon] [\alpha_c] + [M_T] \} \Delta T + [T_2] \Delta T \quad (4.32)$$

Ainsi on a une relation directe entre les variations de longueurs d'onde et le champ de déformation dans le matériau.

4.6.3 Modèle inverse

Cette approche directe est très riche en informations. Néanmoins lorsque l'on utilise ces capteurs, l'information que l'on recherche est le champ de déformation, à partir des données mesurées qui sont les variations de longueurs d'onde. On a donc besoin d'une approche inverse. Cette démodulation des informations peut donc se faire en inversant la relation 4.32, c'est-à-dire en calculant les déformations à l'infini à partir des mesures de variation de longueurs d'onde. Cela est notamment réalisable car la matrice $[Pe] [M_\varepsilon] [C]$ est une matrice carrée inversible. On peut donc finalement écrire :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_3^\infty \end{bmatrix} = C ([Pe] [M_\varepsilon] [C])^{-1} \left(\begin{bmatrix} \frac{\Delta\lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} \\ \frac{\Delta\lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} \end{bmatrix} - [Pe] \{ [M_\varepsilon] [\alpha_c] + [M_T] \} \Delta T + [T_2] \Delta T \right) + [\alpha_c] \Delta T \quad (4.33)$$

Cette relation est particulièrement utile lorsque l'on est en présence d'un chargement transverse important. Elle permet de prendre en compte ce chargement et de déterminer le champs de déformation dans le matériau. Cependant pour appliquer ce modèle il est nécessaire d'établir au préalable les caractéristiques du pli où le capteur est inséré et les dilatations thermiques du stratifié.

Simulation numérique de l'élaboration d'une pièce composite

Sommaire

5.1	Introduction	122
5.2	La phase d'écoulement de la résine	122
5.2.1	Modèle d'écoulement	122
5.2.2	Conditions aux limites	124
5.2.3	Modèle géométrique	125
5.3	La phase de cuisson de la pièce	128
5.3.1	Modèle thermique	128
5.3.2	Modèle thermo cinétique	128
5.3.3	Modèle mécanique	129
5.3.4	Modèle géométrique	131
5.3.5	Conditions aux limites	132
5.4	Evaluation des contraintes résiduelles par la CLPT	133

5.1 Introduction

L'objectif de cette partie est d'explicitier les modèles numériques qui ont été utilisés dans le cadre de ce projet. Ce sont des modèles industrialisés, couramment utilisés pour la simulation numérique des procédés LCM dans l'industrie aéronautique.

Pour modéliser l'ensemble des phases du procédé, nous avons utilisé des sous modèles qui permettent de décrire chacune de ces phases (figure 5.1). Les phases d'imprégnation et de cuisson du matériau ont été simulées séparément. La phase d'imprégnation a été simulée par l'intermédiaire du logiciel Pam RTM, et la phase de cuisson et de refroidissement par le logiciel Sysply. Ce travail de modélisation et de simulation a été réalisé en étroite collaboration avec la société ESI partenaire de ce projet, qui commercialise ces deux logiciels.

De plus, l'évaluation des contraintes résiduelles a été réalisée par une approche analytique, à travers la théorie des plaques stratifiées (CLPT), qui est une référence pour le pré-dimensionnement des structures composites.

La pertinence des réponses issues de ces outils de simulation et d'analyse fait l'objet d'une étude dans les chapitres suivants, notamment à travers une comparaison avec les réponses des capteurs OFS.

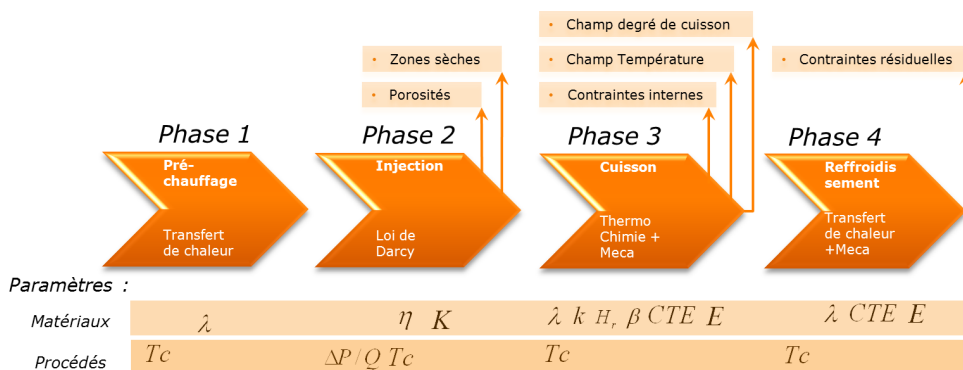


Figure 5.1 – Modélisation des phases du procédé RTM

5.2 La phase d'écoulement de la résine

5.2.1 Modèle d'écoulement

La loi de Darcy est généralement utilisée pour la simulation du remplissage dans les procédés LCM, car elle permet de modéliser l'écoulement d'un fluide à travers un milieu poreux ici la préforme. Lors de cette phase le fluide va imprégner les renforts, qui sont placés dans un moule fermé. La relation entre la pression de résine et la vitesse moyenne de la résine est donnée par une relation du type premier gradient :

$$\vec{v} = -\frac{\overline{K}}{\eta} \cdot \nabla \vec{P} \quad (5.1)$$

avec \vec{v} la vitesse moyenne de la résine, η la viscosité de la résine, $\nabla \vec{P}$ le gradient de pression et \overline{K} le tenseur de perméabilité de la préforme. On peut réécrire cette équation sous sa forme détaillée en deux dimensions dans un plan (O, \vec{x}, \vec{y}) .

$$\begin{pmatrix} v_x \\ v_y \end{pmatrix} = -\frac{1}{\eta} \begin{bmatrix} k_{xx} & k_{xy} \\ k_{yx} & k_{yy} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \frac{\partial P}{\partial x} \\ \frac{\partial P}{\partial y} \end{pmatrix} \quad (5.2)$$

avec v_x et v_y les composantes du vecteur vitesse de la résine et K_{ij} les composantes du tenseur de perméabilité.

Dans le cadre du procédé RTM, le remplissage peut être approximé par un écoulement suivant deux directions, car l'épaisseur des pièces est faible devant les dimensions dans le plan, et de plus la perméabilité dans la direction de l'épaisseur est généralement 10 fois plus petite que celle dans le plan. Ainsi dans le cadre de nos pièces, la simulation de l'écoulement en deux dimensions suffit à donner une bonne approximation des phénomènes modélisés.

A cette relation on applique la conservation de la masse qui s'exprime à travers de :

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} = 0 \quad (5.3)$$

Dans notre cas, nous ne modéliserons pas l'imprégnation au niveau des torons des fibres. C'est à dire que la résine imprègne simultanément les torons et les espaces inter toron. Le problème d'écoulement revient donc à résoudre l'équation différentielle en 2D suivante :

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{k_{xx}}{\eta} \frac{\partial P}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{k_{yy}}{\eta} \frac{\partial P}{\partial y} \right) = 0 \quad (5.4)$$

Le logiciel Pam RTM permet de résoudre ce problème en pression (équation de Richards), et fait avancer à chaque incrément de temps le front d'injection.

Les paramètres matériaux importants à déterminer pour mener à bien cette modélisation sont la perméabilité et la viscosité de la résine. Dans le cadre du procédé RTM les injections sont réalisées en condition isotherme à la température de 120°C pour nos cas. Or la viscosité de la résine RTM6 (figure 5.2) est quasi constante sur la durée de l'injection (temps inférieur à 30 min). Ainsi on utilise une viscosité constante pour la simulation de l'imprégnation. La perméabilité est déterminée expérimentalement par Hexcel pour chaque matériaux et drapage de ce projet.

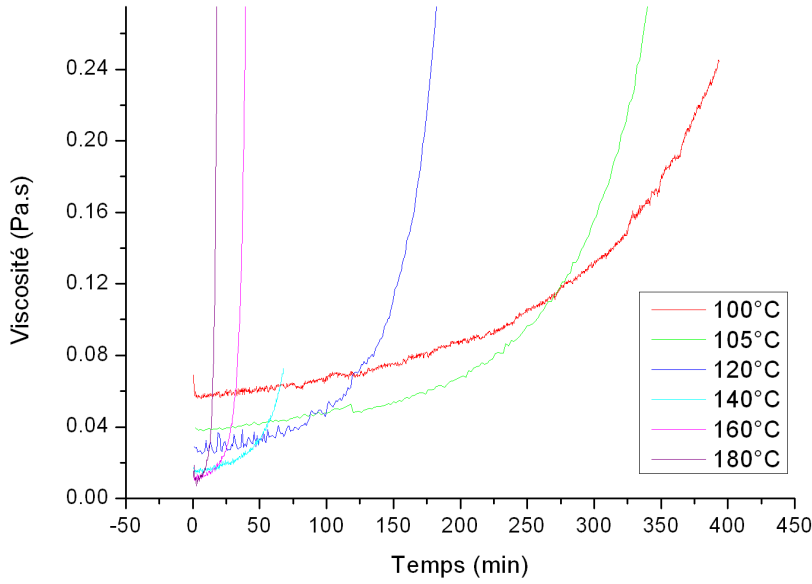


Figure 5.2 – Evolutions de la viscosité de la résine RTM6 [Données ESI]

5.2.2 Conditions aux limites

Pour simuler l'injection, il est nécessaire de spécifier 3 conditions à la ligne d'injection, d'évent et aux parois du moule. On explicite ci-dessous ces trois conditions appliquées dans nos cas d'injection.

Condition au point d'injection

La ligne d'injection est la zone par laquelle la résine va entrer dans le moule. La résine est ici injectée à débit constant et pression limite. Ainsi on a sur la ligne d'injection la condition suivante :

$$\begin{aligned} \left(-\frac{\bar{K}}{\eta} \cdot \nabla \vec{P} \right) \cdot \vec{n} &= -Q_{inj} \\ P &= P_{limite} \text{ Si } P > P_{limite} \end{aligned} \quad (5.5)$$

avec Q_{inj} le débit d'injection et A la section de la préforme traversée par le fluide orientée par sa normal \vec{n} . Lorsque l'on dépasse la pression limite P_{limite} , on passe en condition de pression sur la ligne d'injection en appliquant la pression limite.

Condition à l'évent

La condition sur la ligne d'évent est une condition de pression, correspondant à la pression donnée par la pompe à vide. Cette pression est donc appliquée au niveau du front d'écoulement. On a donc :

$$P_{vent} = 0 \quad (5.6)$$

Condition sur les parois

Le long des parois du moule, en l'absence de fuite on a la vitesse normale d'écoulement de la résine qui est nulle. On a donc la condition suivante sur les parois du moule :

$$\vec{v} \cdot \vec{n} = 0 \quad (5.7)$$

5.2.3 Modèle géométrique

Les simulations numériques de l'écoulement de la résine sont réalisées dans les deux cas utilisés sur le pilote de laboratoire qui sont l'injection frontale et périphérique. Les modèles géométriques de ces deux modes d'injection sont brièvement présentés dans les paragraphes suivant :

Injection frontale

L'injection frontale consiste à injecter la résine par l'un des côtés de la pièce et de placer l'évent du côté opposé. La figure 5.3(a) présente le modèle géométrique utilisé pour ce cas. La perméabilité du matériau K_m a été déterminée expérimentalement par Hexcel. Une zone de perméabilité plus importante K_{ra} est appliquée sur les bords de la pièce où la préforme est en contact avec le moule. Cela permet de prendre en compte les effets d'écoulements préférentiels (racetracking) liés à l'ajustement entre la préforme et le moule. Nous avons arbitrairement multiplié la perméabilité du matériau par 2 [143] dans ces zones (en vert sur la figure 5.3(b)). Néanmoins expérimentalement et numériquement nous n'avons pas constaté de différence significative sur l'injection de cette géométrie de pièce.

Les canaux d'injection et d'évent sont eux définis par une perméabilité équivalente. Celle-ci est obtenue en faisant une analogie entre la vitesse déterminée par la loi de Poiseuille et la vitesse déterminée par la loi de Darcy [4]. La perméabilité équivalente K_{ru} est obtenue en faisant l'égalité des débits $Q_{Poiseuille} = Q_{Darcy}$. Pour un canal rectangulaire, lorsque sa largeur w est grande devant sa hauteur h , Advani et Sozer [4] donnent la formule suivante :

$$K_{ru} = \frac{h^2}{12} \quad (5.8)$$

Ainsi pour nos canaux d'injection de 4 mm de hauteur nous avons appliqué une perméabilité K_{ru} de $1,3 \cdot 10^{-6} m^2$.

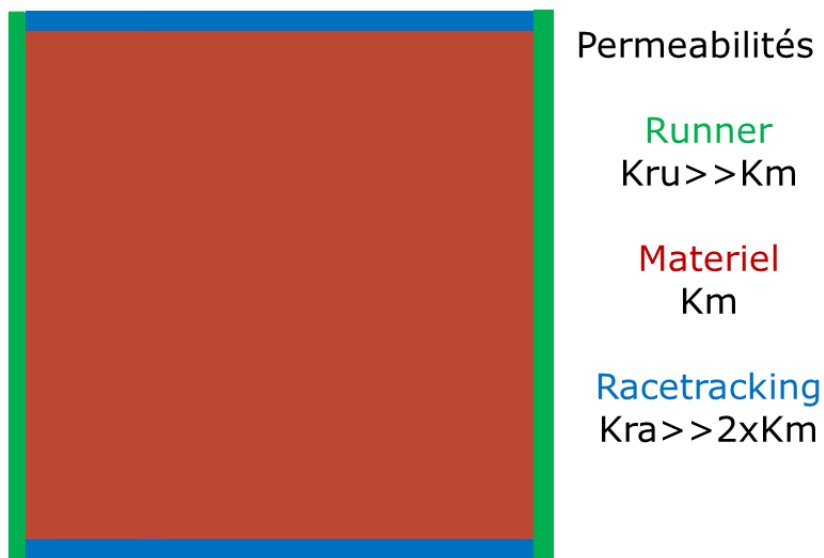
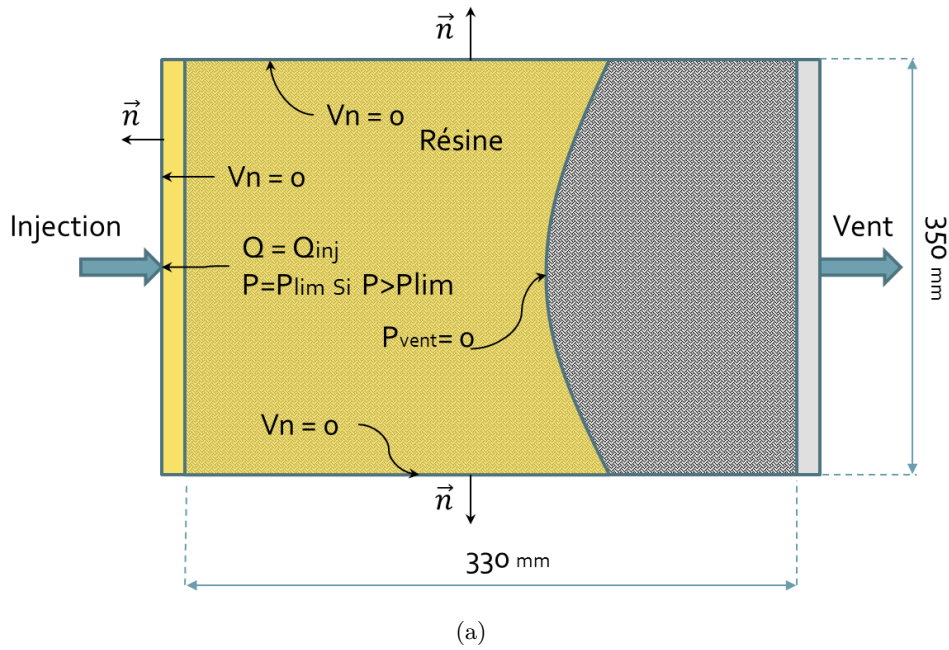


Figure 5.3 – Modèle géométrique de l'injection frontale : (a) Schéma; (b) Modèle géométrique Pam RTM

Injection périphérique

L'injection périphérique consiste à injecter la résine dans un canal placé autour de la pièce, l'évent étant placé au centre de la pièce (figure 5.4). On retrouve pour ce cas une description identique des perméabilités excepté que dans le cas de l'injection périphérique on n'a pas de phénomène de racetracking, étant donné que le canal d'injection se trouve autour de la pièce.

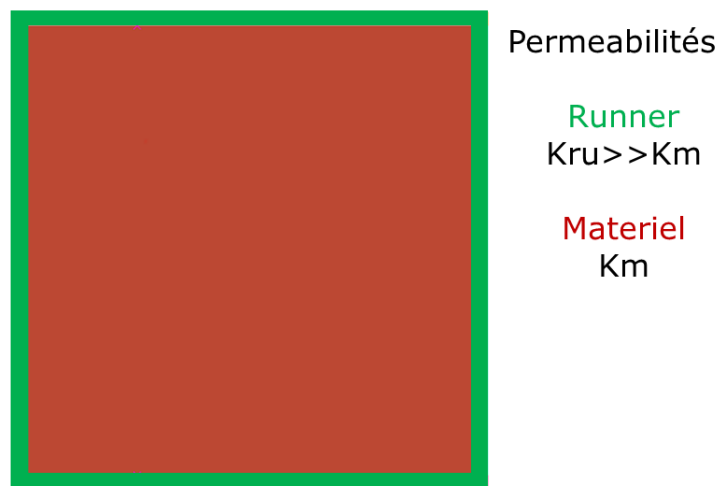
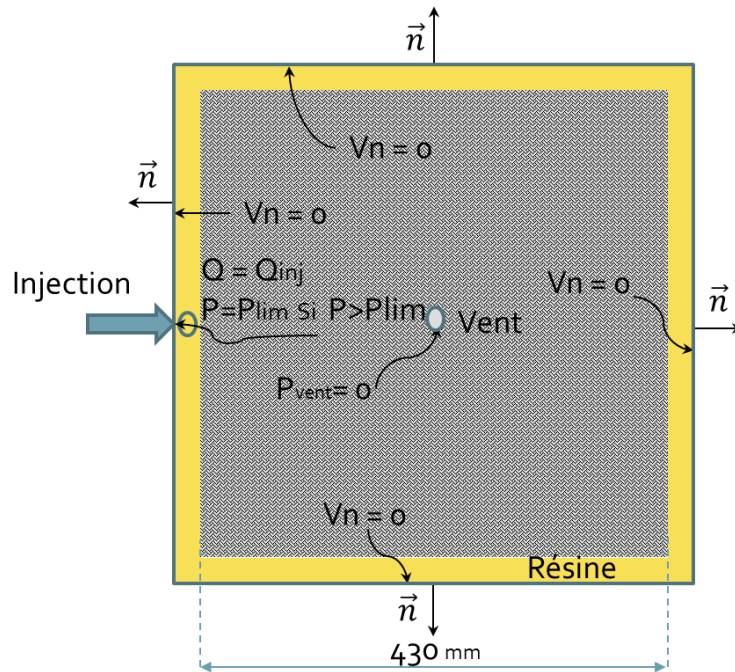


Figure 5.4 – Modèle géométrique de l'injection périphérique : (a) Schéma; (b) Modèle géométrique Pam RTM

5.3 La phase de cuisson de la pièce

5.3.1 Modèle thermique

La modélisation des phénomènes thermiques est réalisée à partir d'un bilan thermique. On se limite à une description 2D, qui est suffisante pour décrire les phénomènes physiques de nos géométries de pièces. Pour prendre en compte l'énergie libérée par la réaction de réticulation, un terme source $\phi(\alpha)$ est rajouté.

$$\rho_c C_{pc} \frac{\partial T}{\partial t} = k_{xx} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + k_{yy} \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \phi(\alpha) \quad (5.9)$$

k_{xx} et k_{yy} représentent respectivement la conductivité thermique du matériau composite dans le plan et hors plan. ρ_c et C_{pc} sont respectivement la densité et la chaleur spécifique du matériau composite. Celle-ci est déterminée par une loi des mélanges entre les propriétés de la résine et des renforts (cf. annexe C). Le flux de chaleur libéré lors de la réaction de réticulation de la résine est donnée par la relation suivante :

$$\phi(t) = \rho_r V_r \Delta H^r (T) \frac{d\alpha}{dt} \quad (5.10)$$

ΔH^r est la chaleur libérée lors de la réaction de réticulation de la résine. ρ_r et V_r sont respectivement la densité de la résine et la fraction volumique de résine.

5.3.2 Modèle thermo cinétique

Cette partie du modèle permet de décrire la cinétique de réaction de la résine. Ce modèle permet donc d'accéder à l'évolution du degré de réticulation de la résine en fonction du cycle de réticulation (température et temps).

La résine RTM6 a déjà fait l'objet de nombreuses études [17, 117, 196, 244]. La modélisation de la cinétique ainsi que la caractérisation des différents paramètres est par conséquent très bien étayée. Le modèle est basé sur la loi phénoménologique de Kamal Sourour légèrement modifiée pour prendre en compte les mécanismes de diffusion qui ont lieu en fin de réticulation de la résine :

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2 \alpha^m)(1 - \alpha)^n \quad (5.11)$$

Les constantes de vitesse k_1 et k_2 , et les ordres de réaction m et n sont données dans l'annexe E. Pour caractériser l'état de la résine, il est nécessaire de décrire l'évolution de la température de transition vitreuse T_g . Pour ce faire on utilise l'équation de DiBenedetto qui s'écrit sous la forme suivante :

$$\frac{T_g - T_{g0}}{T_{g\infty} - T_{g0}} = \frac{\lambda \alpha}{1 - (1 - \lambda) \alpha} \quad (5.12)$$

avec T_{g0} et $T_{g\infty}$ respectivement la température de transition vitreuse à l'état non cuit ($\alpha = 0$) et à l'état totalement cuit ($\alpha = 1$). λ est un paramètre propre à la résine utilisée.

5.3.3 Modèle mécanique

Le modèle mécanique est implémenté par la société ESI sous le logiciel Sysply. Il est basé sur le modèle développé par Svanberg et Holmberg [244]. La viscoélasticité est décrite par un modèle de Kelvin Voigt. Il correspond à la combinaison d'un ressort linéaire et d'un amortisseur linéaire en parallèle.

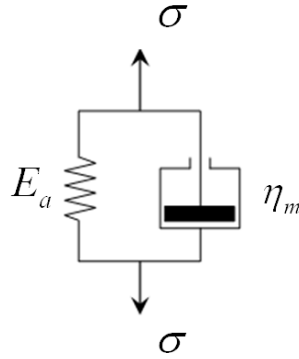


Figure 5.5 – Modèle de Kelvin Voigt

Ainsi la relation contrainte déformation peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\sigma = \int_0^t E(t - \tau) \frac{\partial (\varepsilon - \varepsilon^d)}{\partial \tau} d\tau \quad (5.13)$$

avec ε la déformation totale et ε^d la déformation libre (hors mécanique). L'évolution du module du matériau en fonction du temps est donnée par :

$$E(t) = E_a + E_m e^{-\frac{E_m}{\eta_m} t} \quad (5.14)$$

Svanberg et Holmberg [244] simplifient cette relation en considérant que la relaxation est instantanée à l'état caoutchoutique lorsque la température est supérieure à T_g . Ainsi pour une viscosité η_m faible qui tend vers zéro, on a le module du matériau qui tend vers E_r le module d'élasticité à l'état caoutchoutique. Lorsque la température est inférieure à T_g , on considère qu'il n'y a pas de relaxation, ce qui correspond à une viscosité η_m infinie, et au module du matériau à l'état vitreux E_g .

Cela permet d'avoir une représentation simplifiée de l'évolution du module d'élasticité du matériau sans avoir à caractériser des temps caractéristiques de relaxation. Il suffit ici de caractériser le module du matériau à l'état caoutchoutique E_r et à l'état vitreux E_g .

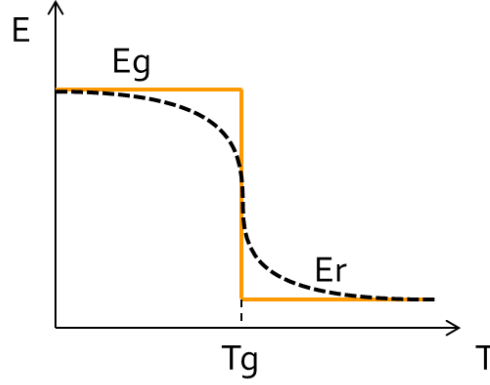


Figure 5.6 – Modélisation de l'évolution du module du matériau

La relation contrainte déformation peut se réduire à :

$$\sigma = \begin{cases} E_r (\varepsilon - \varepsilon^d) & T \geq T_g(\alpha) \\ E_r (\varepsilon - \varepsilon^d) + \int_{t_1}^t (E_g - E_r) \frac{\partial(\varepsilon - \varepsilon^d)}{\partial \tau} d\tau & T < T_g(\alpha) \end{cases} \quad (5.15)$$

avec t_1 le temps où le module du matériau passe de l'état caoutchoutique à l'état vitreux.

La déformation libre totale est exprimée sous la forme d'une contribution chimique ε^{Ch} et thermique ε^{Th} .

$$\varepsilon^d = \varepsilon^{Ch} + \varepsilon^{Th} \quad (5.16)$$

Le calcul de ces déformations est réalisé en prenant en compte l'évolution des propriétés du matériaux, lié à la réticulation. Par conséquent, elles s'expriment en fonction du temps, du degré de réticulation et de la température du matériau.

La déformation d'origine thermique se calcule donc par l'expression suivante :

$$\varepsilon^{Th} = \int_0^t CTE(T, \alpha) \frac{\partial T}{\partial t'} dt' \quad (5.17)$$

Les coefficients de dilatation thermique (CTE) sont directement liés à l'état du matériau. On considère donc l'état caoutchoutique et vitreux. On peut décrire ces coefficients en considérant la température et le degré de réticulation respectivement par rapport à la température de transition vitreuse T_g , et au degré de réticulation de début de gélification α_{gel} . On a donc :

$$CTE(T, \alpha) = \begin{cases} 0 & \alpha < \alpha_{gel} \text{ et } T \geq T_g(\alpha) \\ CTE^r & \alpha \geq \alpha_{gel} \text{ et } T \geq T_g(\alpha) \\ CTE^g & T < T_g(\alpha) \end{cases} \quad (5.18)$$

CTE^r et CTE^g sont les coefficients de dilatation du matériau respectivement à l'état caoutchoutique et vitreux.

De la même façon on peut déterminer la déformation d'origine chimique en introduisant les coefficients effectifs de retrait chimique β (cf. annexe C).

La déformation d'origine chimique se calcul donc par l'expression suivante :

$$\varepsilon^{Ch} = \int_0^t \beta(T, \alpha) \frac{\partial \alpha}{\partial t'} dt' \quad (5.19)$$

Avec β défini sous la forme suivante :

$$\beta(T, \alpha) = \begin{cases} 0 & \alpha < \alpha_{gel} \text{ et } T \geq T_g(\alpha) \\ \beta^r & \alpha \geq \alpha_{gel} \text{ et } T \geq T_g(\alpha) \\ \beta^g & T < T_g(\alpha) \end{cases} \quad (5.20)$$

β^r et β^g sont les coefficients effectifs de retrait chimique du matériau respectivement à l'état caoutchoutique et vitreux.

5.3.4 Modèle géométrique

La figure 5.7 décrit le modèle géométrique 2D utilisé pour réaliser les simulations thermo cinétiques. La simulation est réduite à l'étude d'un quart du moule et de la pièce grâce à deux conditions de symétrie à mi-épaisseur et à mi-longueur décrites dans la section suivante. Le cycle de température $T(t)$ mesuré expérimentalement sur la surface du moule est appliqué directement en condition d'entrée dans le modèle numérique. Cela permet d'avoir une meilleure corrélation entre les résultats issus de la simulation numérique et les résultats expérimentaux, en particulier au niveau des temps caractéristiques de chaque phase du procédé.

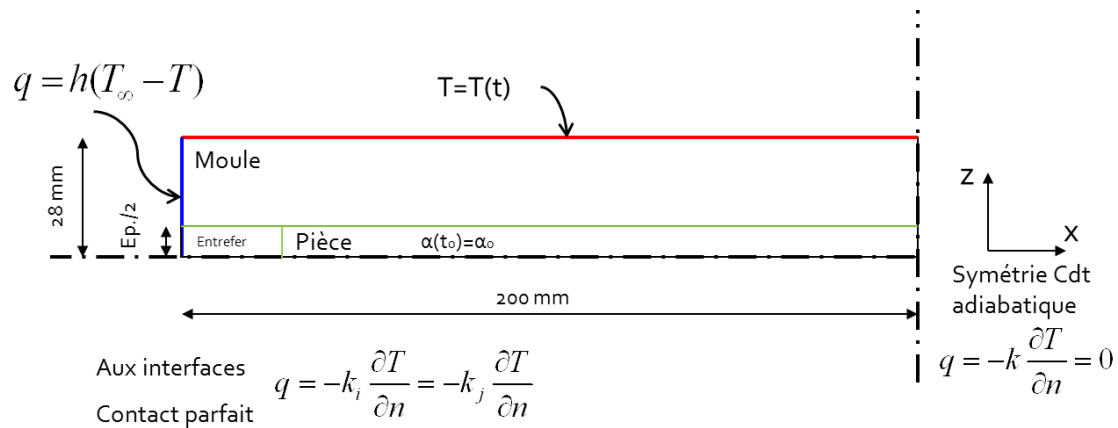


Figure 5.7 – Modèle thermo-cinétique 2D

5.3.5 Conditions aux limites

5.3.5.1 Conditions thermo chimiques

Pour modéliser les phénomènes liés à la thermique du procédé, on utilise les 3 types de conditions limites suivantes, schématisées sur la figure 5.7.

Conditions initiales

On impose des conditions initiales sur la température et le degré de cuisson. La température est directement imposée à la surface du moule, d'après le cycle de température de consigne. Un degré de cuisson initial est imposé à la pièce composite.

$$t = 0 \quad T = T_0(t) \quad \alpha = \alpha_0 \quad (5.21)$$

Conditions sur les flux thermiques

Cette condition nous permet de modéliser les contacts entre les différents éléments. On suppose que nos contacts sont parfaits, ainsi on a à l'interface du contact la condition suivante :

$$q = -K_i \frac{\partial T}{\partial n} = -K_j \frac{\partial T}{\partial n} \quad (5.22)$$

\vec{n} est le vecteur normal sortant à la surface et K_i , K_j les conductivités thermiques propres à chaque matériaux.

Afin d'alléger le calcul, on utilise des conditions de symétrie à mi-épaisseur de la pièce et à mi-longueur. La symétrie du problème revient à imposer une condition de flux nulle sous la forme suivante :

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial n} = 0 \quad (5.23)$$

Transferts par convection

Sur les bords du moule, on a des phénomènes de convection qui ont lieu. Pour tenir compte de ces phénomènes on impose à ces surfaces un flux sortant avec un coefficient d'échange h dépendant du matériau, de la surface, et de ses dimensions. Elle s'exprime donc par l'expression d'un flux thermique sous la forme suivante :

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial n} = h(T_\infty - T) \quad (5.24)$$

avec T_∞ la température autour de la surface.

5.3.5.2 Conditions mécaniques

L'analyse mécanique est réalisée sur le comportement de la pièce durant la phase de cuisson et de refroidissement. Ainsi la pièce est libre de tout déplacement. On ne considère pas l'interaction pièce/moule. Les mouvements de corps rigide sont supprimés en bloquant les déplacements de deux noeuds du maillage éléments finis.

5.4 Evaluation des contraintes résiduelles par la CLPT

La théorie des plaques stratifiées (CLPT) est un outil très utile pour l'analyse du comportement mécanique des stratifiés [251]. En effet elle permet de déterminer de manière analytique les champs de déformation, ou de contraintes dans les plis constituant la séquence d'empilement sous un chargement thermo-mécanique et chimique.

On se propose donc ici de l'utiliser pour déterminer les déformations résiduelles en fin de cuisson dues à la contraction thermique des plis constituant le stratifié. La méthodologie pour déterminer les déformations résiduelles peut être illustrée par le cas d'un stratifié croisé (figure 5.8). Lors du refroidissement, le pli à 0° va se déformer de ε_2^f , alors que le pli à 90° va se déformer de ε_1^f . Cette différence de dilatation va être à l'origine de la formation de contraintes résiduelles dans les plis à 0° et 90° , et conduire le stratifié dans un état d'équilibre avec une déformation $\varepsilon_1^{nonmech}$. Ainsi on peut définir les déformations résiduelles pli par pli, comme étant la différence entre la déformation non mécanique et la déformation du pli à l'état libre [251].

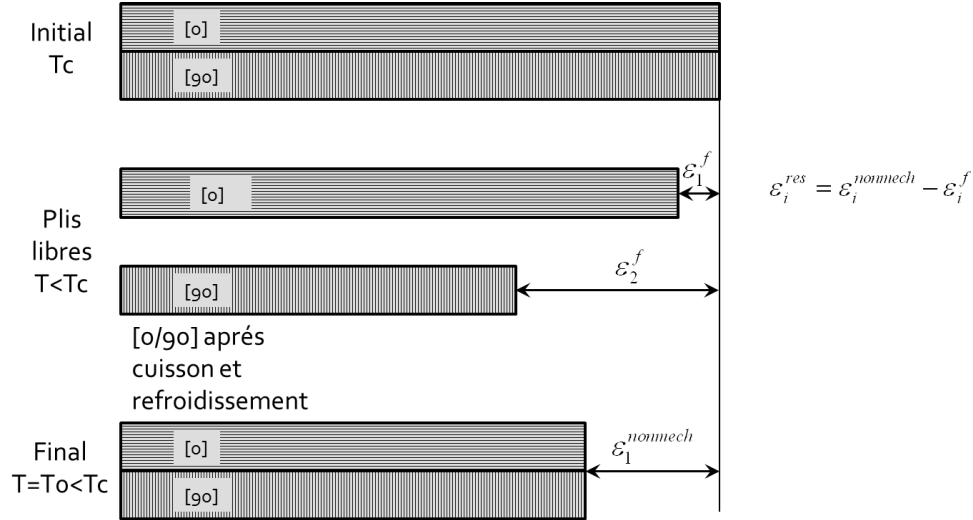


Figure 5.8 – Calcul des déformations résiduelles par la CLPT

La CLPT permet donc entre autres de calculer ces déformations résiduelles par la procédure décrite ci-dessous. Cette théorie de plaques de type Love-Kirchhoff s'appuie sur l'hypothèse de distribution linéaire des déformations à travers l'épaisseur de la plaque en flexion-torsion (courbure notée κ), tandis que cette distribution est constante en tension-cisaillement (membrane notée ε_i^0). Les grandeurs sont moyennées sur l'épaisseur de la plaque, et le comportement est défini à partir des contraintes et déformations généralisées. On peut calculer les contraintes généralisées d'origines thermiques.

$$\begin{aligned}
 N_i^{TH} &= \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} CTE_i \Delta T dz \\
 M_i^{TH} &= \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} CTE_i \Delta T z dz
 \end{aligned} \tag{5.25}$$

avec N_i^{TH} la contrainte généralisée de membrane thermique, M_i^{TH} le moment généralisé thermique, Q_{ij} les rigidités des plis et CTE_i la dilatation thermique des plis.

Le calcul de la déformation de membrane non mécanique ε_i^0 engendrée par cette sollicitation thermique s'obtient par la relation contrainte/déformation de la manière suivante :

$$\varepsilon_i^0 = a_{ij}N_j^{TH} + d_{ij}M_j^{TH} \quad (5.26)$$

avec a_{ij} et d_{ij} les matrices de souplesse définies par la CLPT (obtenues par inversion de la matrice de rigidité). Pour un drapage symétrique la matrice b_{ij} comporte que des termes nul, car il n'y a pas de couplage entre les efforts de membrane et les courbures. La relation 5.26 peut s'écrire pour un stratifié avec un drapage symétrique sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \varepsilon_6^0 \\ \kappa_1 \\ \kappa_2 \\ \kappa_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} & 0 & 0 & 0 \\ a_{21} & a_{22} & a_{26} & 0 & 0 & 0 \\ a_{61} & a_{62} & a_{66} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & d_{11} & d_{12} & d_{16} \\ 0 & 0 & 0 & d_{21} & d_{22} & d_{26} \\ 0 & 0 & 0 & d_{61} & d_{62} & d_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_1^{TH} \\ N_2^{TH} \\ N_6^{TH} \\ M_1^{TH} \\ M_2^{TH} \\ M_6^{TH} \end{bmatrix}$$

Ainsi on peut déterminer pli par pli les déformations résiduelles et contraintes résiduelles associées au refroidissement de la pièce lors de l'élaboration.

$$\begin{aligned} \varepsilon_i^{res} &= \varepsilon_i^{non\ mech} - \varepsilon_i^f \\ \sigma_i^{res} &= Q_{ij} \left(\varepsilon_j^{non\ mech} - \varepsilon_j^f \right) \end{aligned} \quad (5.27)$$

Cette procédure a été implémentée sous Maple. L'avantage de cet outil analytique est de pouvoir déterminer les déformations résiduelles de manière quasi instantanée, en fonction des propriétés mécanique et thermique des plis constituant le stratifié. Ces déformations résiduelles feront l'objet d'une comparaison, avec celles mesurées par OFS dans les différents cas du pilote de laboratoire.

Application à la cuisson d'une résine thermodurcissable

Sommaire

6.1	Introduction	136
6.2	Cuisson d'une résine thermodurcissable	136
6.3	Choix des dimensions de l'échantillon	136
6.4	Descriptif du protocole expérimental	138
6.5	Modèle éléments finis	139
6.6	Résultats	140
6.6.1	Champ de température et de degré de cuisson	141
6.6.2	Déformation interne	143
6.7	Conclusion	147

6.1 Introduction

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, les OFS sont des capteurs qui permettent d'obtenir des informations clés sur les paramètres physiques d'une pièce composite (degré de cuisson, température, déformations résiduelles etc.). Néanmoins nous avons vu que leurs utilisations requièrent de la rigueur pour la mise en place du capteur, mais aussi pour l'interprétation des données mesurées. On se propose dans ce chapitre de mettre en œuvre un capteur à réseau de Bragg dans un cadre simplifié permettant une exploitation rigoureuse des données issues du capteur. L'application retenue est le suivi de caractéristiques physiques lors de la réticulation d'un échantillon de résine. Les sections suivantes décrivent la mise en place du capteur et l'analyse des résultats obtenus.

6.2 Cuisson d'une résine thermodurcissable

Lors de l'élaboration d'un matériau composite, un point important est la maîtrise du cycle de polymérisation de la résine, en particulier pour la formation de déformations résiduelles. La caractérisation de ces déformations requiert généralement des méthodes longues et difficiles à mettre en place. Les OFS sont une solution qui peuvent permettre de caractériser un bon nombre des paramètres physico-chimiques d'une résine.

Wang *et al.* [264] ont utilisé les FBGs pour caractériser l'évolution des paramètres d'une résine thermodurcissable. En exploitant deux géométries d'éprouvettes, ils réussissent à identifier les grandeurs permettant de modéliser la cinétique de la réaction, l'évolution du module de Young et le retrait chimique.

On se propose ici de mettre en place un essai similaire permettant de mesurer le retrait chimique de la résine RTM6, qui intervient lors de la réticulation d'un échantillon cylindrique de résine. L'échantillon a été dimensionné de sorte à déterminer la déformation mesurée par FBG par l'hypothèse d'uniaxialité du champ de déformation, et de permettre une modélisation aisée de l'expérience par un modèle axisymétrique. A l'inverse de Wang, l'objectif ici n'est pas de caractériser la cinétique de réticulation mais de comparer la réponse des capteurs à celles issues des modèles numériques présentés précédemment.

6.3 Choix des dimensions de l'échantillon

La recherche des paramètres physiques liés au comportement de résine, en particulier la caractérisation du retrait chimique, requiert un bon dimensionnement de l'échantillon. C'est à dire des dimensions d'éprouvette qui maximisent la sensibilité du capteur aux propriétés physiques de la résine.

Wang *et al.* [264] ont étudié analytiquement le transfert de charge entre la fibre et la résine pour des éprouvettes cylindriques de différents rayons. Par une analogie thermique ils étudient la déformation dans la fibre suite à une variation volumique de l'échantillon. La figure 6.1 présente

la déformation induite dans la fibre pour différentes valeurs de module de rigidité de la résine.

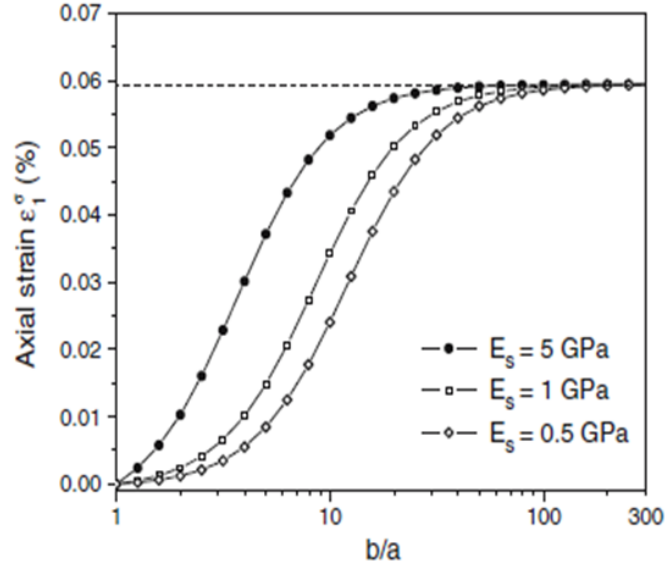


Figure 6.1 – Déformation dans l'axe de la fibre en fonction du rapport entre le rayon de l'échantillon de résine b et le rayon de la fibre a [264]

On constate que la déformation dans la fibre converge vers une valeur fixe quand le rapport b/a entre le rayon de la résine et de celui de la fibre devient grand. Ainsi quand le rayon de la résine est suffisamment grand ($b > 200a$), le comportement fibre/résine est dominé par celui de la résine. De plus, dans cette configuration on peut appliquer pour le traitement des informations issues du FBG, l'hypothèse uni-axiale. En effet, analytiquement Wang *et al.* [264] montrent que la contrainte dans l'axe de la fibre σ_z est prépondérante par rapport aux déformations transverses σ_r et σ_θ .

On peut donc utiliser la relation liée au réseau de Bragg avec l'hypothèse uniaxiale.

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_B} = (1 - P_e) \varepsilon_{zz} \quad (6.1)$$

où on rappelle que $\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_B}$ représente les variations de longueur d'onde de Bragg et P_e le coefficient photoélastique défini dans le chapitre 4.

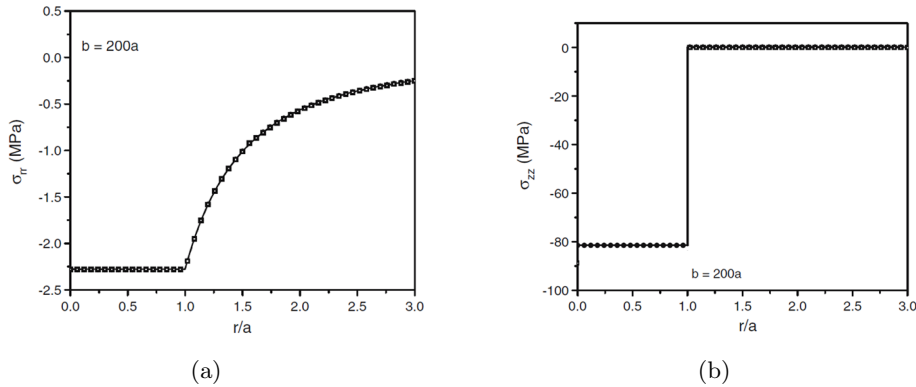


Figure 6.2 – Champ de contrainte dans l'échantillon (r = rayon de la fibre) (a) Contraintes radiales (b) Contraintes axiales [264]

Ainsi au vu de ces résultats nous avons retenu un échantillon de résine de forme cylindrique avec un rayon de 15 mm ($b/a=240$). De plus, pour assurer un champ de déformation constant sur la longueur du réseau, la hauteur de l'échantillon a été fixée à 4 cm. Le réseau de Bragg d'une longueur de 5 mm est placé au centre de l'échantillon de résine. Ainsi on se trouve loin des extrémités pour éviter les effets de bord.

6.4 Descriptif du protocole expérimental

Il s'agit de mesurer l'évolution des paramètres physiques d'un échantillon de résine, lors de son cycle de réticulation. L'étude est réalisée sur la résine thermodurcissable RTM6, qui est couramment utilisée pour la fabrication de pièces hautes performances en aéronautique.

Un moule en aluminium permet de fabriquer des éprouvettes de résine cylindrique d'un diamètre de 30 mm et d'une hauteur de 40 mm. Un montage spécifique (figure 6.3) a été développé pour mettre en place un OFS au centre de l'éprouvette. Ce montage permet notamment de positionner l'OFS dans l'axe de révolution de l'éprouvette. La surface des moules est traitée avec un agent démoulant, afin de limiter l'adhésion entre le moule et l'échantillon.

La résine est préchauffée à 50°C, afin de faciliter son écoulement dans le moule et d'éviter l'emprisonnement de bulles d'air. La cuisson de l'échantillon est réalisée en étuve. Le cycle de cuisson a été adapté afin de limiter les phénomènes d'exothermie, pouvant être importants au vu des dimensions.

L'OFS utilisé ici est un FBG Type I, interrogé par le système d'interrogation décrit dans la section précédente. Le découplage est réalisé par un micro thermocouple type K positionné à proximité du FBG (figure 6.3). Ce système permet donc un suivi de température et de déformation respectivement à 0,1°C et à 10 $\mu\epsilon$. L'échantillonnage des mesures est réalisé avec une fréquence de 1 Hz.

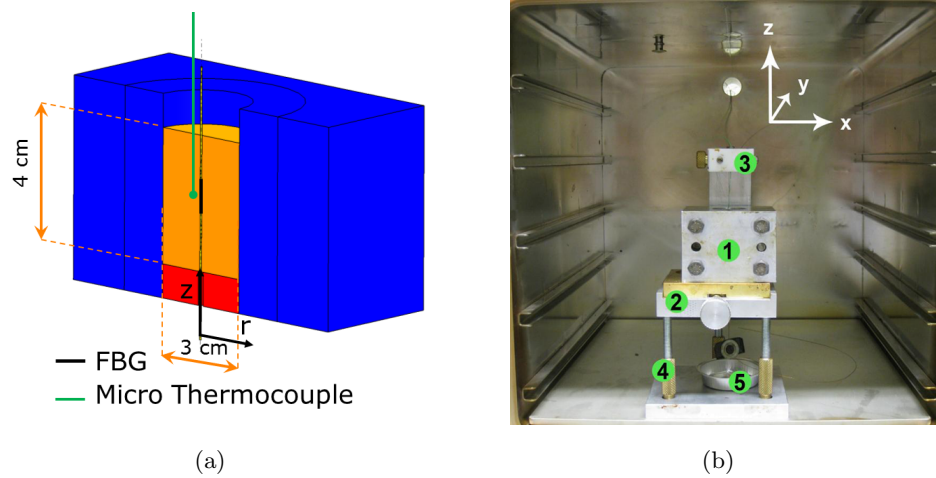


Figure 6.3 – Dispositif expérimentale :cuisson d’une résine thermodurcissable (a) Schéma d’instrumentation de l’éprouvette; (b) Montage expérimental.

6.5 Modèle éléments finis

La forme de l’échantillon présente une symétrie de révolution autour de l’axe z , et permet donc d’utiliser un modèle éléments finis axisymétrique pour calculer l’évolution des caractéristiques physiques au cours du cycle de réticulation de la résine. On peut donc considérer que toutes les grandeurs sont indépendantes de l’angle θ (rotation autour de z). Les grandeurs du problème dépendent de deux variable r et z .

Par continuité du champ de déplacement entre la fibre optique et la résine, on considère que le champs de déformation à la position du capteur est le même dans la résine et la fibre.

Un cycle de température identique à celui utilisé lors de l’expérience a été appliqué aux surfaces du moule tel que décrit sur la figure 6.4. Le modèle cinétique de la résine RTM6 ainsi que le modèle mécanique présenté dans le chapitre 5 ont été appliqués à l’échantillon de résine.

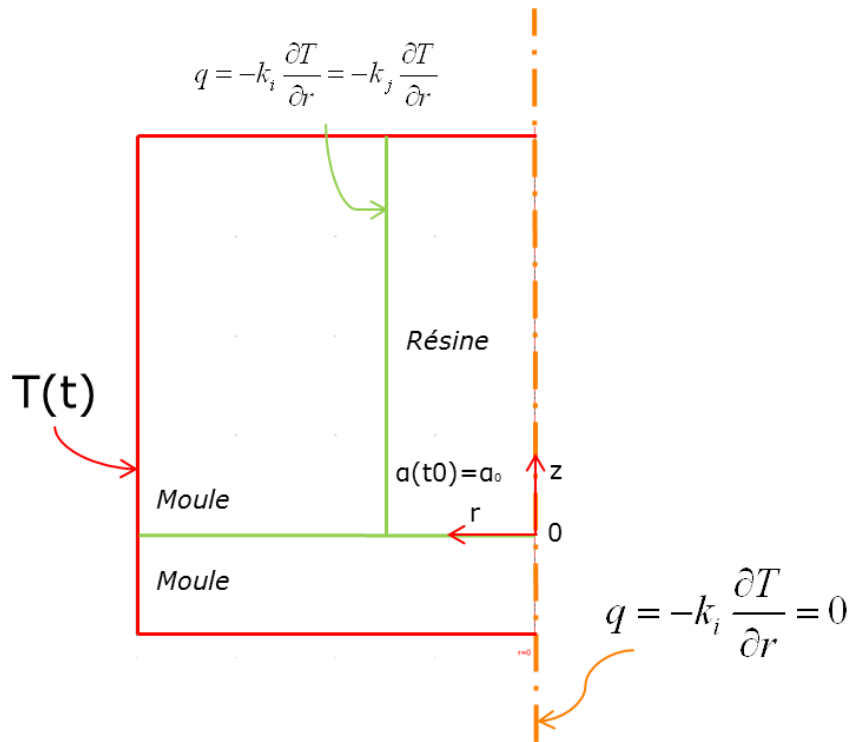


Figure 6.4 – Schéma du modèle thermo-chimique axisymétrique

6.6 Résultats

Une série de 8 échantillons a été réalisée (cf. figure 6.5) afin de mettre au point le cycle thermique de cuisson et la mise en place des capteurs à l'intérieur de l'échantillon.

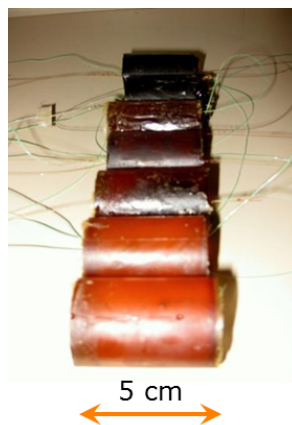
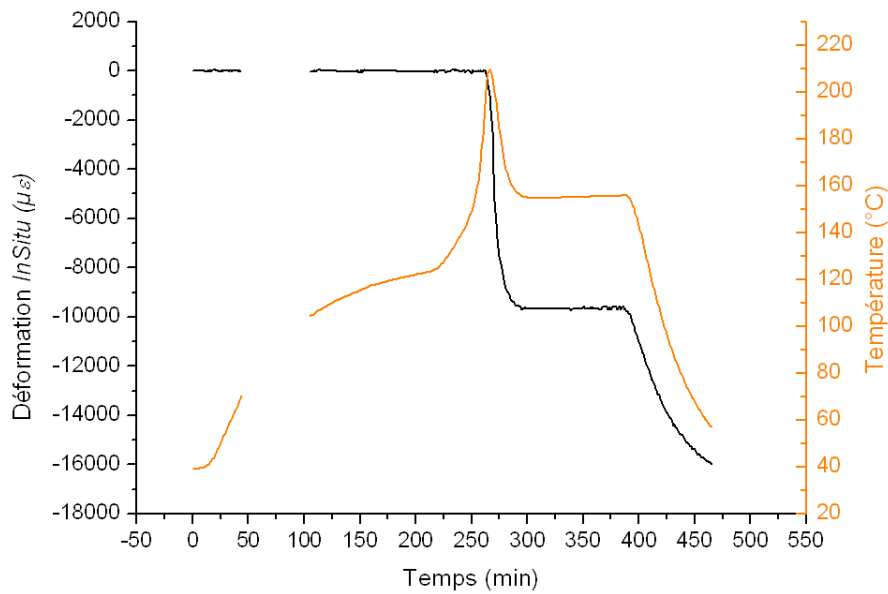


Figure 6.5 – Echantillons de résine instrumentés

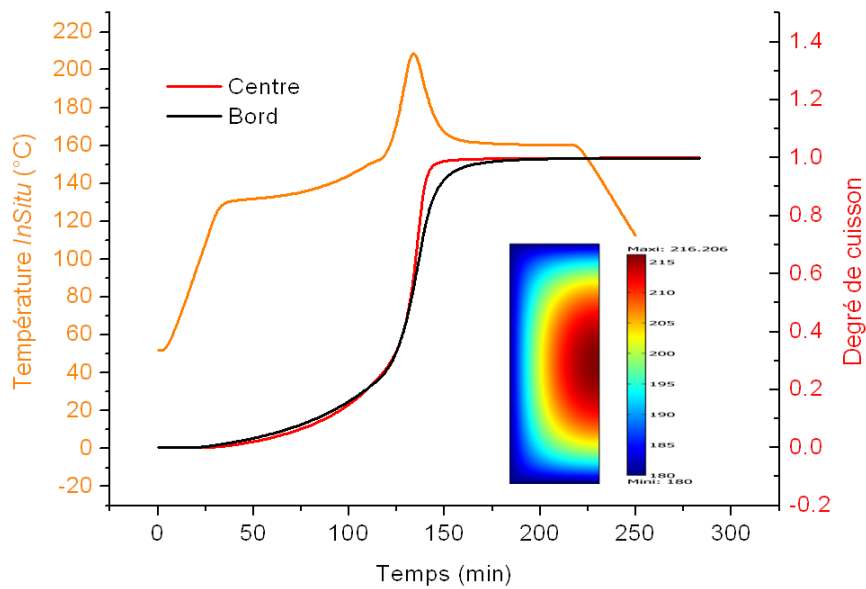
6.6.1 Champ de température et de degré de cuisson

La figure 6.6 présente l'évolution de température mesurée par le micro thermocouple et la mesure de déformation effectuée par FBG au centre de l'éprouvette. La comparaison avec le modèle thermo-chimique (cf. chapitre 5) de la résine RTM6 montre une bonne corrélation (figure 6.6(b)). En particulier pour la prédiction du pic de température liée au caractère exothermique de la résine. On trouve un pic de température de 209°C, alors que le modèle numérique prédit un pic de 216°C. La différence entre la mesure expérimentale et numérique peut s'expliquer par l'incertitude liée au positionnement du micro-thermocouple. En effet la simulation montre que le gradient de température suivant le diamètre de l'échantillon est très important. Ainsi l'incertitude du positionnement du capteur peut expliquer cette différence. Néanmoins le modèle donne une évolution de température proche de celle mesurée expérimentalement.

La simulation numérique du cycle de cuisson permet de mettre en évidence l'hétérogénéité du cycle de réticulation de la résine. Le centre de l'échantillon va réticuler plus rapidement que le bord du fait de l'exothermie de la résine. Cette hétérogénéité peut être à l'origine d'une source de contrainte résiduelle, car le cœur va vitrifier avant le contour de l'échantillon. Ruiz et Trochu [220] montrent que ce type de cycle peut conduire à une contrainte de compression au cœur de la résine au cours de la réticulation. Néanmoins on constate que si le palier de cuisson est suffisamment long le degré de cuisson semble s'uniformiser, et donc ne devrait pas donner lieu à une hétérogénéité de propriétés mécaniques dans l'échantillon.



(a)



(b)

Figure 6.6 – Résultats cuisson d'une résine thermodurcissable : (a) Température mesurée au centre de l'échantillon ; (b) Température et degré de cuisson simulés

6.6.2 Déformation interne

Le suivi de déformation interne au centre de l'échantillon de résine est réalisé par un FBG. La compensation en température est effectuée à partir de la mesure de la température par un micro-thermocouple de type K. Les thermocouples sont préalablement étalonnés en étuve par comparaison de leurs réponses avec une sonde de référence.

La déformation est déterminée en utilisant l'hypothèse d'un champ de contrainte uniaxiale. Celle-ci se justifie par le choix des dimensions de l'éprouvette de résine. La hauteur et le diamètre assurent un champ de contrainte constant sur la longueur du réseau, et prédominant dans l'axe de la fibre optique ($\sigma_z \gg \sigma_r$).

La mesure de déformation montre que peu après le début de l'exothermie, le FBG est soumis à une déformation de contraction. Ainsi il semble qu'à partir de cet instant (Point A figure 6.7), la résine est suffisamment rigide pour transmettre les déformations d'origine chimique et thermique de la résine au FBG. On peut assimiler ce point au début de la gélification de la résine. Néanmoins le fait d'avoir une forte exothermie rend difficile la détermination de ce point, car les phénomènes chimiques et thermiques ont lieu simultanément. On pourrait donc avoir transmission des déformations dès le début de l'augmentation en température (exothermie).

Au cours de la cuisson de la résine, on constate un changement de pente (point B) sur le suivi de déformation interne. A cet instant il semblerait que l'on est en présence d'une contraction d'origine thermique et chimique en zone caoutchoutique. La courbe 6.8 montrant l'évolution de la déformation interne en fonction de la température permet d'identifier le point C. A cet instant, les déformations transmises au FBG sont majoritairement dues à des effets thermiques. En effet on retrouve le comportement thermique de la résine à l'état vitreux (CTEg $58 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$). On peut donc assimiler le point C à la vitrification de la résine.

Lors du refroidissement de l'échantillon, la pente de la courbe déformation température est de $58 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$, ce qui correspond au coefficient de dilatation thermique de la résine à l'état vitreux (CTEg $55 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$). Celui-ci est très proche du coefficient théorique ce qui montre que le traitement des moules avec l'agent démoulant a limité les phénomènes d'adhérence entre le moule et la résine. De plus, on ne constate pas de discontinuité dans la courbe de déformation, ce qui confirme l'absence d'interaction moule-échantillon.

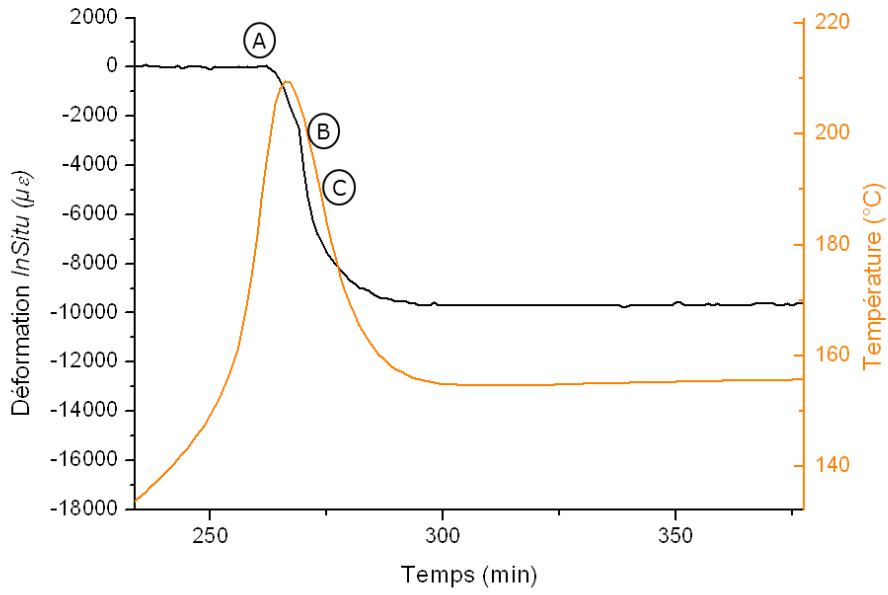


Figure 6.7 – Mesure de déformation interne au cours de la réticulation de la résine RTM6

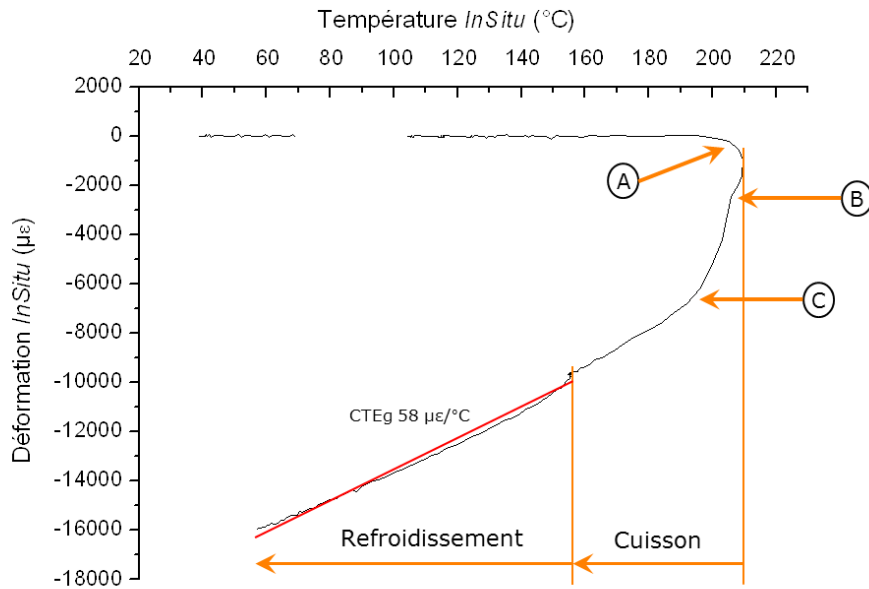
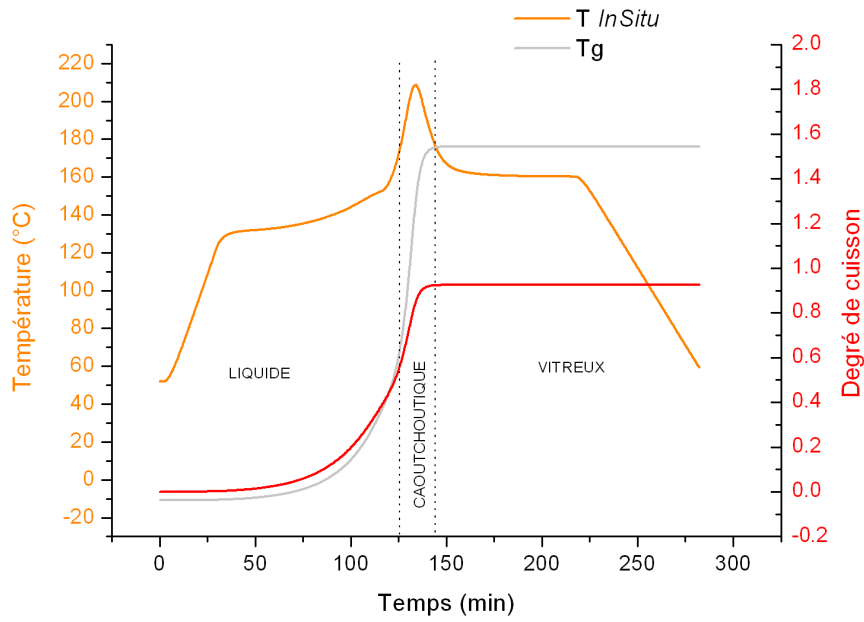


Figure 6.8 – Evolution des déformations internes avec la température au cours de la réticulation de la résine RTM6

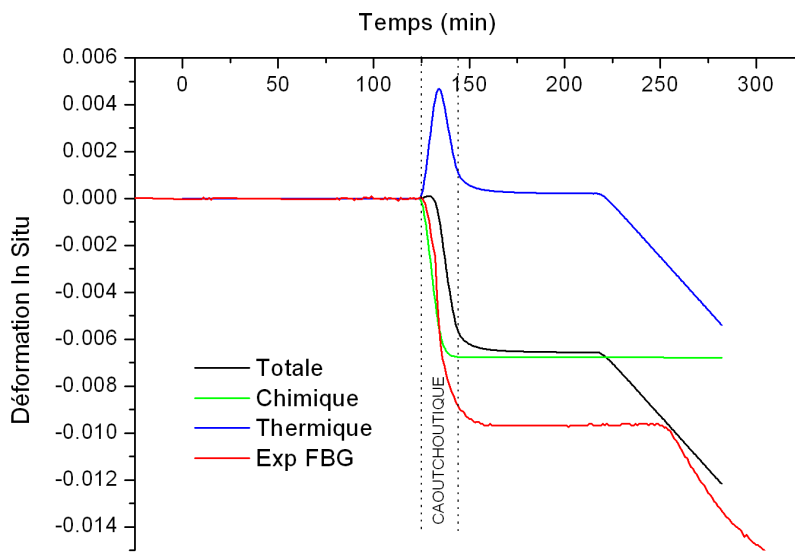
La simulation numérique de l'évolution de la déformation au centre d'un échantillon cylindrique de résine lors d'un cycle de réticulation a été réalisée sous Sysply par ESI. La figure 6.9(a) montre l'évolution de la température et du degré de réticulation. Ces informations permettent de distinguer les trois zones caractéristiques de l'état de la résine. La zone liquide où la résine ne transmet par définition aucune déformation ($t < 126$ min). La zone caoutchoutique est définie à partir de l'instant où le degré d'avancement de la résine atteint $\alpha_{gel} = 0,6$. A cet instant ($t > 126$ min) la résine peut transmettre des déformations d'origine chimique et thermique. Lorsque la température de transition vitreuse T_g atteint la température de cuisson, la résine passe de l'état caoutchoutique à l'état vitreux ($t > 146$ min).

La figure 6.9(b) montre les évolutions de déformation interne au centre de l'échantillon dans ces différentes zones. La courbe expérimentale obtenue par FBG a été recalculée temporellement par rapport au début de formation de déformation. On constate que le point de gélification a lieu au début de l'exothermie de la résine. Ainsi on est en présence simultanée de déformation d'origine thermique à l'état caoutchoutique et de déformation liée au retrait chimique de la résine. A noter qu'au début de la zone caoutchoutique les effets thermiques et chimiques s'annulent, ce qui peut expliquer pourquoi expérimentalement les déformations apparaissent aux alentours de la température maximale du pic exothermique. La comparaison de la courbe de déformation expérimentale avec la déformation totale numérique montre une évolution de la déformation similaire lors de la cuisson avec un niveau de déformation finale différent. En fin de cuisson, on relève une déformation de compression de l'ordre de $6600 \mu\epsilon$. Notre modèle numérique semble sous estimer les déformations totales lors de la cuisson de la résine. En effet expérimentalement on mesure une déformation de compression de $9700 \mu\epsilon$. On a donc un écart de 32% entre la valeur expérimentale et numérique.

L'origine de cette différence provient probablement des phénomènes qui sont mis en jeu dans la phase caoutchoutique. Le retrait chimique et thermique ayant lieu simultanément il est difficile de distinguer expérimentalement la part de chacun d'eux sur le niveau de déformation finale. Cela est d'autant plus difficile que dans ce cas on est en présence d'une forte exothermie. Enfin le modèle mécanique utilisé ici, présenté au chapitre précédent, est un modèle simpliste où la résine, caractérisée simplement par des états caoutchoutiques et vitreux, est à l'origine de déformations agissant dans le composite. L'utilisation d'un tel modèle pour la résine seule doit donc se faire avec précaution.



(a)



(b)

Figure 6.9 – Résultats numériques de la cuisson d'une résine thermodurcissable : (a) Température et degré de réticulation au centre de l'échantillon ; (b) Déformation InSitu au centre de l'échantillon

6.7 Conclusion

L'instrumentation par OFS a été mise en oeuvre dans une première application, pour le suivi des paramètres physiques d'une résine thermodurcissable au cours de son cycle de cuisson. Cette application a permis de démontrer le potentiel des réseaux de Bragg pour le suivi de l'état mécanique tout au long du cycle de réticulation.

La comparaison de la réponse des capteurs avec les résultats issus de la simulation numérique ont montré une bonne corrélation sur l'évolution des paramètres thermo chimiques, notamment sur la prédiction de l'élévation de température liée au caractère exothermique de la réaction de réticulation. La simulation a permis aussi de mettre en évidence l'hétérogénéité du champs de température et du degré de cuisson associé dans le volume de l'échantillon de résine. Le sous-modèle mécanique a montré quelques limites quant à la prédiction du niveau de déformation résiduelle en fin de cuisson. Le modèle semble sous-estimer le niveau de déformation d'origine thermique et chimique dans la zone caoutchoutique mesurée expérimentalement.

Rappelons que le modèle est appliqué ici au cas de la résine seule, on n'a donc pas d'information sur les éventuelles influences des fibres de renfort sur l'évolution des paramètres physiques de la pièce, en particulier sur la cinétique de réticulation et les déformations dans la zone caoutchoutique.

Troisième partie

**Applications de monitoring par OFS
au procédé RTM**

Cas de validation du pilote d'injection

Sommaire

7.1	Introduction	152
7.2	Définition du cas de validation	152
7.2.1	Définition de la pièce et des paramètres procédés	152
7.2.2	Insertion et positionnement des capteurs	153
7.3	Comparaison des pièces avec la référence industrielle	154
7.3.1	Tolérances dimensionnelles et aspect	154
7.3.2	Cartographie C-Scan	155
7.3.3	Caractéristiques physiques obtenues par attaque chimique	156
7.4	Résultats expérimentaux	157
7.4.1	Débit et pression d'injection	157
7.4.2	Détection du front de passage de l'écoulement	158
7.4.3	Température et déformation interne	159
7.4.4	Evaluation des déformations résiduelles	163
7.5	Comparaison avec les résultats numériques	165
7.5.1	Phase d'injection	165
7.5.2	Phase de cuisson	167
7.6	Conclusion	172

7.1 Introduction

La mise en place d'un procédé pilote RTM instrumenté requiert une phase d'apprentissage, afin de maîtriser la fabrication de pièces composites sur des cas simples, ainsi que l'instrumentation du procédé. Il est donc nécessaire de valider la phase de mise en oeuvre du matériau et l'intégration des capteurs sur un cas d'élaboration simplifié.

Dans ce but, la première étape a consisté à la fabrication d'une pièce de faible épaisseur en carbone/époxy par une injection périphérique, avec un outillage standard en aluminium. Cette étape a été réalisée en collaboration avec Hexcel. Une première pièce a été réalisée avec les équipes techniques d'Hexcel dans leurs locaux, puis plusieurs pièces ont été réalisées avec les équipements du démonstrateur de laboratoire avec le soutien technique d'Hexcel.

Les conditions d'élaboration étant maîtrisées, la seconde étape a consisté à développer et tester un outillage RTM modifié permettant d'insérer les capteurs tout en assurant leur intégrité. Enfin une première application des capteurs à fibre optique a été effectuée sur ce même cas, ainsi qu'une comparaison avec les simulations numériques.

7.2 Définition du cas de validation

7.2.1 Définition de la pièce et des paramètres procédés

La validation des équipements du pilote de laboratoire a été réalisée dans le cadre de l'injection périphérique d'une pièce plane de faible épaisseur en carbone/époxy, avec un outillage RTM en aluminium similaire à celui utilisé par la société Hexcel. La figure 7.1 décrit la géométrie et les dimensions de la pièce, ainsi que le système d'injection.

Ce cas a été retenu car il est relativement simple à mettre en oeuvre, il ne nécessite pas de prendre de précautions particulières vis à vis des phénomènes de *racetracking*. Par conséquent, on n'introduit pas d'hypothèse supplémentaire dans le modèle liée à ce phénomène. Un traitement a été réalisé sur les surfaces en contact avec la pièce, avec un agent démoulant, une solution à base aqueuse de la gamme Waterworks commercialisée en France par la société Diatex. La préforme est constituée d'un empilement de 14 plis en fibre de carbone. Les plis sont un tissu équilibré avec une armature sergé, d'une masse de $300g/mm^2$ (G0986) fourni par la société Hexcel. De plus la perméabilité plane de ce renfort a été déterminée expérimentalement par Hexcel. Elle est de $8.97 \cdot 10^{-12} m^{-2}$ à un T_{vf} de 60%.

La résine RTM6 est préchauffée à $80^{\circ}C$ et injectée à débit constant dans le moule. Le temps d'injection est d'environ 5 minute pour cette pièce. Ensuite le cycle thermique (figure 7.2) recommandé par le fournisseur (Hexcel) est appliqué pour effectuer la cuisson du matériau.

Dans ce cycle, on retrouve 4 phases principales qui sont :

- le préformage et le « dégazage » de la préforme sous vide (1) ;
- l'injection de la résine dans les moules à $120^{\circ}C$ (2) ;
- la cuisson à $180^{\circ}C$ pendant 60 min (3) ;
- le refroidissement naturel à l'air ambiant (4) ;

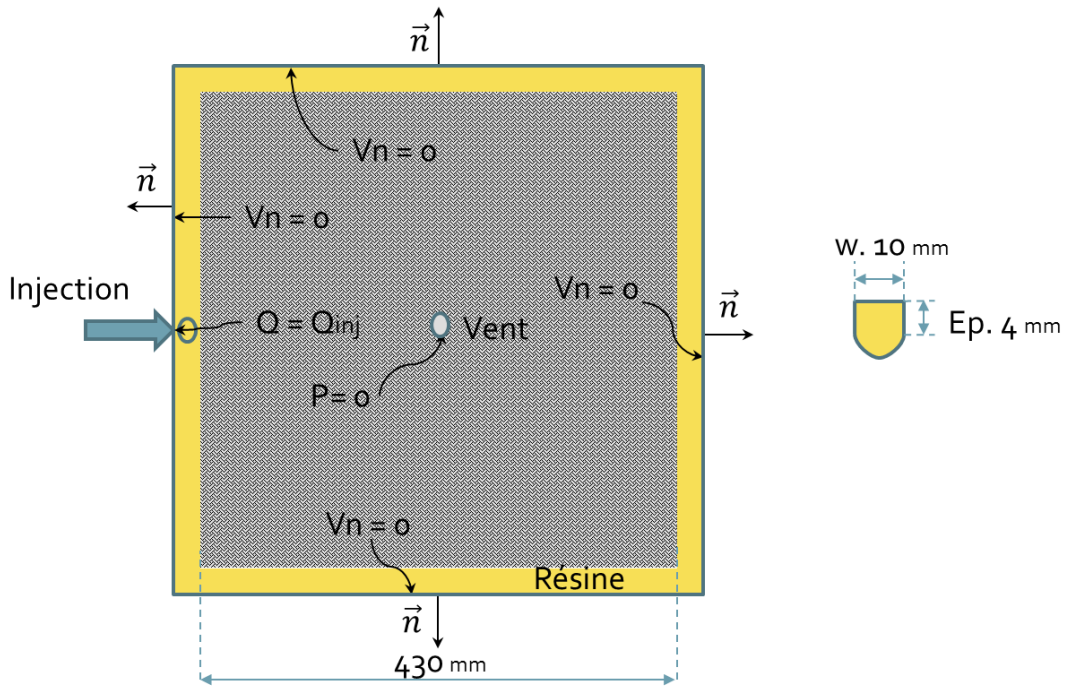


Figure 7.1 – Modèle géométrique cas de validation : injection périphérique

7.2.2 Insertion et positionnement des capteurs

Comme il a été montré dans la partie précédente, l'étape d'insertion et de positionnement des capteurs dans la préforme est cruciale. En effet, de cette phase va dépendre le suivi du signal et l'interprétation des données.

Dans cette étude, chaque capteur a été positionné le long des fibres de renfort afin de minimiser l'intrusivité du capteur, et les pertes par micro courbures dans la fibre optique. Une attention toute particulière a été donnée aux entrées et sorties de fibre optique. En effet l'expérience a montré qu'elles pouvaient être la source de nombreuses détériorations, voire de perte totale du signal. C'est pourquoi les entrées et sorties de la fibre optique ont été protégées par une gaine téflon. Le guidage et l'étanchéité ont été réalisés par l'intermédiaire d'un système presse étoupe présenté dans le chapitre 3. Il s'agit du seul système démontable permettant de garantir le positionnement et l'échanchéité des moules, compatible avec des conditions industrielles. Un autre avantage de ce système est la possibilité de démouler la pièce avec les fibres optiques. Cela permet donc de faire des mesures supplémentaires par OFS post fabrication (suivi des propriétés en service).

Dans ce cas de validation, la préforme est instrumentée à mi épaisseur, par l'intermédiaire de 4 fibres optique. Une fibre optique possède un FBG inscrit en son milieu pour le suivi de déformation et de température, et trois autres capteurs aux extrémités des autres fibres optique sont utilisés pour la détection de la résine à ces trois positions. Le suivi de température et de déformation à l'intérieur de la pièce est réalisé par l'intermédiaire d'un FBG couplé à un micro thermocouple.

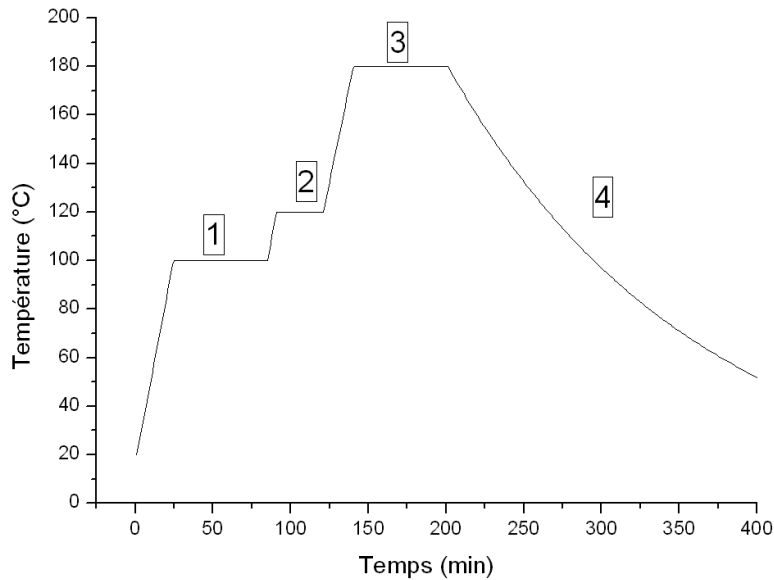


Figure 7.2 – Cycle thermique appliqué sur les moules

Le FBG a été intégré à un renfort unidirectionnel, afin de limiter son intrusivité dans le matériau, et de permettre l'utilisation du modèle inverse pour la détermination des déformations résiduelles en fin de refroidissement. Le FBG a été caractérisé en température et déformation à l'état nu. Les sensibilités en déformation K_ϵ et en température K_T sont $1.25 \text{ pm}/\mu\epsilon$ et $9.7 \text{ pm}/^\circ\text{C}$.

7.3 Comparaison des pièces avec la référence industrielle

Afin de valider le transfert de connaissances et savoirs-faire liés à l'élaboration de matériaux composites par le procédé RTM, une comparaison de la qualité des pièces produites en laboratoire a été réalisée avec des pièces identiques réalisées en milieu industriel. L'aspect de surface, les tolérances dimensionnelles, ainsi que le T_{vf} et la porosité sont les principaux paramètres qui ont été évalués.

7.3.1 Tolérances dimensionnelles et aspect

L'aspect général des pièces est identique à celui des pièces produites par Hexcel. On n'a pas constaté de manque de résine en surface, ce qui permet de penser que les renforts ont été uniformément imprégnés du fait de la faible épaisseur de la pièce (4 mm d'épaisseur). Des mesures d'épaisseur ont été réalisées à différentes positions de la pièce. On a constaté une réduction de l'épaisseur de l'ordre de trois dixième de millimètre au centre de la pièce. Après vérifications des tolérances dimensionnelles de l'outillage, un défaut de planéité des surfaces des moules de un dixième de millimètre s'est avéré être à l'origine de cette variation d'épaisseur.

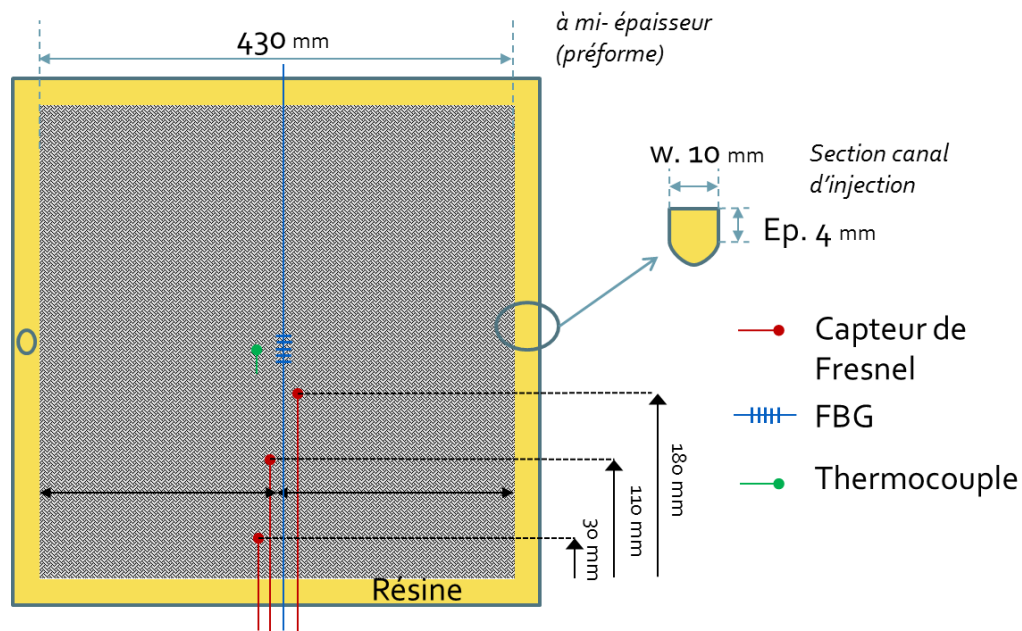


Figure 7.3 – Schéma d'implantation des capteurs pour le cas de validation du pilote d'injection à mi-épaisseur de la préforme

En conséquence la surface des moules a été réusinée par le fournisseur afin d'atteindre la bonne tolérance dimensionnelle de planéité.

7.3.2 Cartographie C-Scan

Cette méthode non destructive permet d'analyser rapidement la « santé matière » d'une pièce en matériaux composites. Il est notamment possible d'évaluer la quantité de porosité à l'intérieur de la pièce ou de détecter les zones de délaminage.

L'essai consiste à balayer la pièce avec une onde ultrason et à mesurer le temps de passage et l'amplitude de l'onde transmise dans la pièce. Lorsque l'onde atteint une porosité, celle-ci est réfléchiée dans toutes les directions et conduit donc à une perte de signal. On obtient ainsi une cartographie 2D en amplitude et en temps de vol de la pièce. Il est possible d'établir une relation précise entre le niveau d'atténuation mesuré et la porosité en effectuant un étalonnage sur une éprouvette étalon. Pour des raisons de temps, nous nous sommes limités à la réalisation des cartographies sur plusieurs pièces réalisées en laboratoire. On s'est donc ici juste intéressé aux variations de signaux et non à la valeur de l'atténuation des signaux.

Les C-Scan ont été réalisés par Hexcel. La figure 7.4 présente le résultat obtenu pour l'analyse C-Scan d'une des pièces réalisées en laboratoire. On n'a pas constaté d'évolution significative du temps de vol et de l'amplitude du signal dans le plan médian de la pièce, les distributions étant uniformes. L'imprégnation des renforts par la résine semble être uniforme, il n'y a pas de zone de forte porosité. Bien qu'encourageant ce résultat doit être confirmé par des mesures complémentaires.

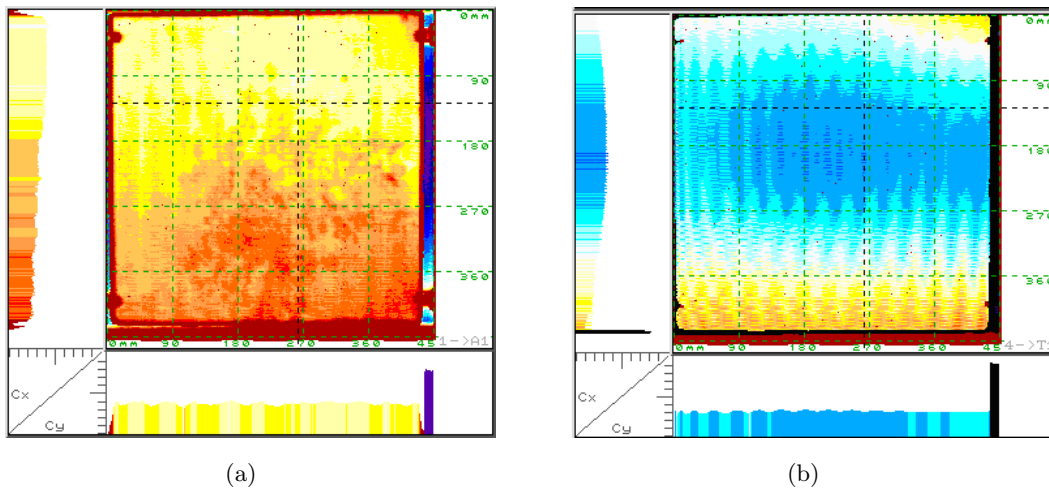


Figure 7.4 – Cartographies C-Scan : (a) en temps de vol ; (b) en amplitude

7.3.3 Caractéristiques physiques obtenues par attaque chimique

Le résultat obtenu par C-scan a été confirmé par la réalisation d'analyses sur des échantillons à différentes positions de la pièce. Les coupes ont été effectuées proche du point d'injection, au milieu de la pièce et proche du point d'évent. Sur chaque échantillon ainsi prélevé, des mesures de taux volumique de fibre et de porosité ont été effectuées, avec la norme américaine ASTM D317-09. Ces paramètres sont obtenus suite à la digestion de la résine par une attaque chimique. Le taux volumique de fibre mesuré est de 61% avec une variation de moins de 1% par rapport au taux volumique de fibre théorique (60%). Cette augmentation du taux volumique de fibre correspond à la tolérance dimensionnelles sur l'épaisseur qui est légèrement inférieure à l'épaisseur attendu. Une estimation du taux de porosité a été effectuée, on retrouve un taux de porosité inférieur à 2% conforme au critère couramment utilisé dans le secteur aéronautique. Les observations métallographiques n'ont pas révélé de défaut particulier.

Les pièces fabriquées sur le pilote d'injection sont donc conformes aux spécifications attendues. La méthodologie de mise en oeuvre des matériaux composites étant maîtrisée, l'instrumentation du procédé a pu être réalisée.

7.4 Résultats expérimentaux

7.4.1 Débit et pression d'injection

Cette pièce de validation est réalisée par une injection périphérique. L'unité d'injection permet de suivre le débit et la pression de la résine sur la ligne d'injection. La figure 7.5 montre le cycle d'injection utilisé pour ce cas. Il s'agit d'une injection à débit constant et pression limite. Ainsi lorsque l'on atteint la pression limite sur la ligne d'injection ($t=300$ s), le débit de résine est réduit par le contrôleur PID de l'unité d'injection. A cet instant, l'injection a donc lieu à pression constante.

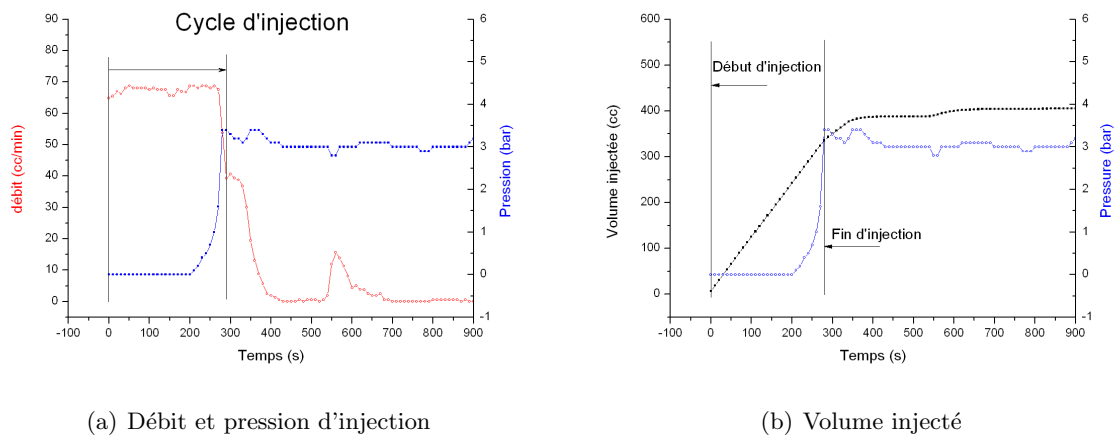


Figure 7.5 – Cycle d'injection

Dans ce cas de validation, on constate que l'imprégnation des renforts se fait sans atteindre la pression limite de 3 bars. L'augmentation de la pression en fin de cycle d'injection, correspond à la fermeture de l'évent. La résine est ensuite maintenue sous pression pour imprégner la totalité de la préforme et de réduire la dimension des bulles d'air contenues dans la résine et enfin les drainer vers l'évent. L'évent est momentanément ouvert aux alentours de $t=550$ s pour drainer les éventuelles bulles d'air vers l'évent. En plus de l'historique du débit et de la pression d'injection, on peut déterminer grâce à ces graphiques deux paramètres procédés qui sont le temps d'injection et le volume de résine injectée (tableau 7.1).

Paramètres opérateurs	
Temps d'injection	380 s
Volume injecté	350 cc

Tableau 7.1 – Paramètres procédés opérateur : cas de validation

7.4.2 Détection du front de passage de l'écoulement

Comme nous l'avons vu dans le chapitre 4, l'exploitation de l'intensité lumineuse en bout de fibre optique permet d'avoir une détection de la résine, par analogie de la variation d'indice de réfraction du milieu ambiant. La détection de résine a été réalisée en trois points à mi-épaisseur de la pièce, distribués entre le point d'injection et l'évent (cf. figure 7.3). La figure 7.6 montre l'évolution de l'intensité du signal optique mesurée après amplification.

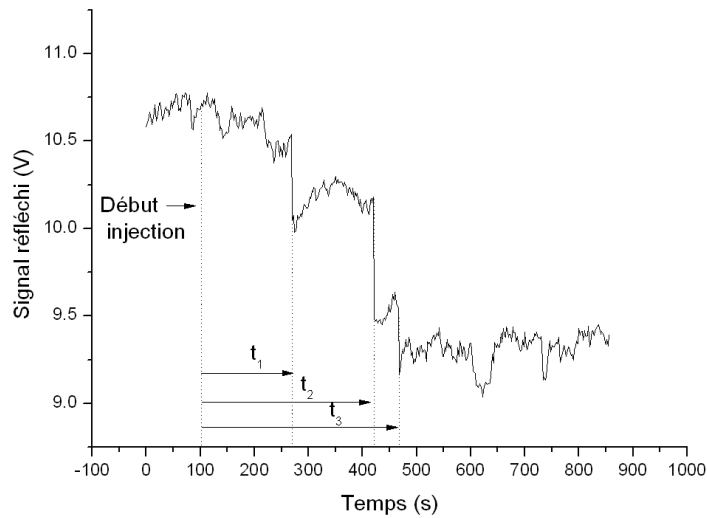


Figure 7.6 – Signal OFS en bout de fibre optique : Cas de validation

On constate que le signal optique total chute à trois reprises, après le passage de la résine aux différents points. Néanmoins on remarque que la variation d'intensité du signal, dans ce cas est très faible. Cela semble provenir des pertes de signal optique par micro courbures. En effet l'architecture du renfort, à savoir ici un tissu, engendre sur la fibre optique de nombreuses courbures, qui peuvent dans conduire à la perte totale du signal. Néanmoins, dans notre cas avec un T_{vf} de 60% les variations d'intensités ont pu être détectées.

A partir de cette courbe (figure 7.6), il est alors possible de déterminer les temps de passage de la résine aux extrémités des trois fibres optique. Cette information peut être utile pour assurer à l'opérateur que la préforme est imprégnée à un emplacement spécifique en cours de procédé, ou à valider localement le temps de passage de la résine donné par l'utilisation d'un modèle numérique. Le tableau 7.2 résume les temps de passage mesurés.

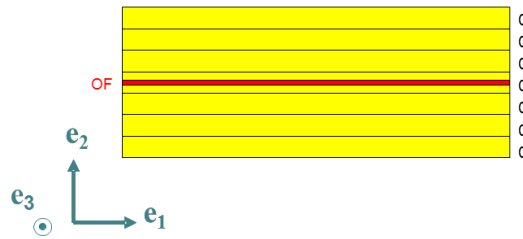
Paramètres OFS	
t_1	168 s
t_2	322 s
t_3	368 s

Tableau 7.2 – Détection de résine par OFS sur le principe de Fresnel : cas de validation

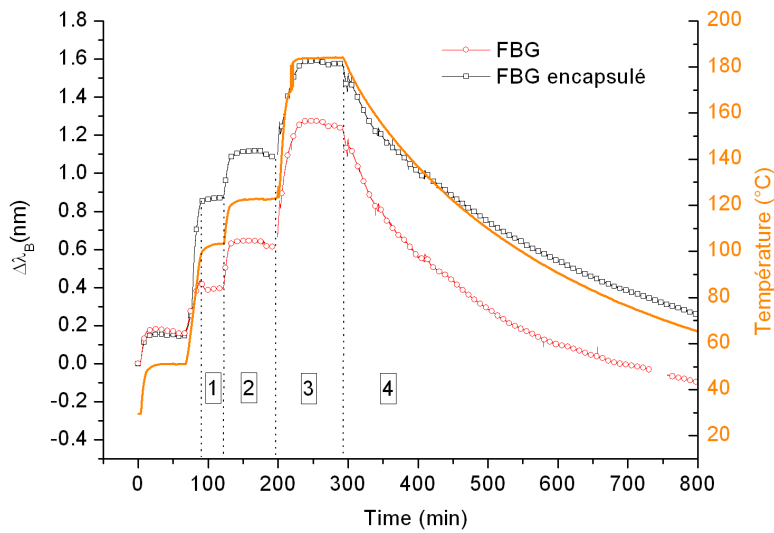
7.4.3 Température et déformation interne

L'instrumentation par FBG de la préforme avec le renfort tissé G0986 n'a pu être réalisée, en raison de difficultés lors de l'insertion du capteur. Les FBGs inscrits sur la fibre optique sont insérés dans la préforme sans revêtement de protection. Par conséquent, ils sont localement très sensibles aux micro courbures. Ainsi lors de la phase de compaction de la préforme avec le tissu G0986 pour atteindre le T_{vf} de 60%, les micro courbures appliquées à la fibre optique ont pour conséquence une réduction significative du signal optique, pouvant aller jusqu'à la perte totale du signal par rupture de la fibre. Ainsi l'instrumentation est réalisable en baissant le T_{vf} de la préforme. Nous avons constaté que pour un T_{vf} de 50% la faible atténuation du signal permettait d'interroger et suivre la réponse des FBGs.

Cependant nous avons préféré privilégier pour ce cas de validation une autre préforme réalisée à partir d'un renfort quasi-Unidirectionnel (48580), afin de minimiser l'intrusivité du capteur et de permettre l'évaluation des déformations résiduelles en fin de refroidissement [53, 255]. La préforme avec la séquence d'empilement $[0]_7$ a donc été utilisée pour le suivi de l'état mécanique de la pièce au cours du procédé RTM. La figure 7.7 montre l'implantation de l'OFS, inséré dans le pli médian de la préforme $[0]_7$.



(a) Insertion OFS dans la préforme



(b) Température et réponse du FBG

Figure 7.7 – Insertion et réponse du FBG pour le cas de validation $[0]_7$

La figure 7.7 présente les variations de longueur d'onde de Bragg issues d'un FBG classique et d'un autre FBG placé dans son voisinage, isolé des efforts transverses par une gaine téflon placée sur la longueur du réseau (FBG encapsulé). Le FBG classique est donc par définition sensible au champ de déformation totale (ϵ_1 , ϵ_2 , ϵ_3) présent dans le matériau. La température relevée correspond à la mesure effectuée par un thermocouple placé à proximité des FBGs, lors de l'ensemble des phases du procédé RTM. On retrouve les 4 phases du procédé décrites précédemment sur la figure 7.2.

La variation de longueur d'onde a été fixée à zéro à la fermeture de l'outillage. On constate dès les premières phases nécessaires à la mise en forme et en température de la préforme, une augmentation de la longueur d'onde de Bragg λ_B due à des effets de dilatation thermique de la fibre optique et de la préforme. Ensuite, durant la phase de cuisson, la température est maintenue constante (palier de cuisson recommandé par Hexcel). On constate que la longueur d'onde de Bragg reste constante. Lors du refroidissement on remarque une discontinuité aux alentours des 310 min qui correspond physiquement à la décohésion entre le moule et la pièce. On peut

avoir une estimation quantitative du niveau de déformation dans la pièce en utilisant l'hypothèse de champs uniaxial. A partir de la variation de longueur d'onde de Bragg mesurée, on peut déterminer la déformation au cœur du matériau composite au cours de la phase de cuisson et de refroidissement.

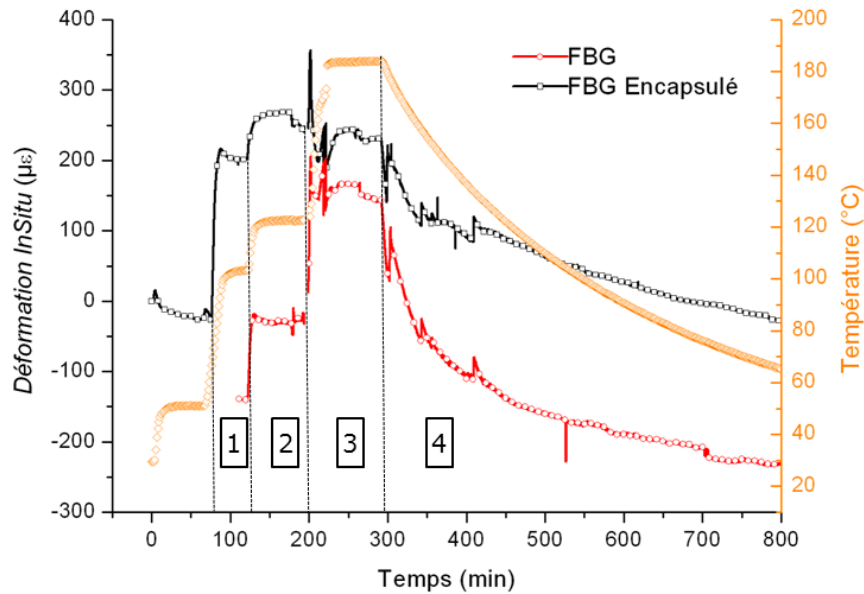


Figure 7.8 – Mesure de déformation In Situ sous hypothèse uniaxiale pour le cas de validation

La figure 7.8 représente l'évolution de la déformation *In Situ* dans la pièce, c'est à dire les déformations mesurées par le FBG au coeur de la pièce. On constate que lors des phases en amont de la phase de cuisson (phases 1 et 2), on a la formation de déformations due aux dilatations thermiques de la fibre optique et de la préforme. Néanmoins seule une partie des déformations thermiques de la préforme est transmise à la fibre optique, car le FBG dans cette phase du procédé n'est pas totalement lié aux fibres de renfort qui l'entourent. On peut donc avoir un glissement entre la fibre optique et la préforme, ce qui explique que les variations de déformation par rapport à l'évolution de température ne sont pas identiques à chaque montée en température pour atteindre la phase 1, 2 et 3. Ainsi la déformation mesurée lors de la phase de compaction des fibres et de l'injection est une information purement qualitative, seules les déformations à partir de la phase de refroidissement sont prise en compte.

Lors de la cuisson de la pièce (phase 3), la réaction de réticulation va engendrer une augmentation de rigidité de la résine qui va ainsi permettre un contact parfait entre le matériaux et la fibre optique. Néanmoins comme nous l'avons vu précédemment cette évolution de propriété n'est pas instantanée. Par conséquent au début de la réaction de réticulation on a un transfert partiel des déformations du matériau. En faisant l'analogie avec le transfert de charge entre la résine et les fibres de renfort, on peut définir un degré de cuisson α_{gel} à partir duquel la résine va transmettre

les déformations à la résine ($0,5 < \alpha_{gel} < 0,7$). La faible évolution de déformation mesurée lors de la phase de cuisson ne nous permet pas d'identifier cet instant. De plus, lors du palier de cuisson on ne remarque pas d'évolution significative de la déformation. Ainsi les informations issues des FBGs ne semblent pas être sensibles aux effets du retrait chimique de la résine.

A la fin de la phase de cuisson ($t=300$ min) on peut considérer un contact parfait entre le matériau et la fibre optique. Ainsi la totalité des déformations du matériau sont transmises à la fibre optique. On peut donc mesurer lors de la phase de refroidissement le retrait thermique du matériau qui engendre une déformation négative dans le matériau. On retrouve la discontinuité relevée précédemment sur la longueur d'onde qui est engendrée par la décohésion entre le moule et la pièce composite. Cette décohésion s'explique par la différence des coefficients de dilatation thermique entre la pièce composite (1 à $5 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$) et le moule aluminium ($24,6 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$). Celle-ci a lieu ici pour une température de 180°C .

En traçant l'évolution de déformation en fonction de la température (figure 7.9), cette décohésion est illustrée par un changement de pente. Bien que dans ce cas il semblerait y avoir plusieurs discontinuités, d'autres essais réalisés précédemment dans le cadre du développement du système d'instrumentation ont montré que lors du refroidissement il y n'avait qu'une seule discontinuité significative. Cela est confirmé par la mesure effectuée par le FBG classique (figure 7.10). Les discontinuités aux températures 130°C et 160°C sur la figure 7.9 semblent provenir d'artefacts sur la détermination de la longueur d'onde de Bragg.

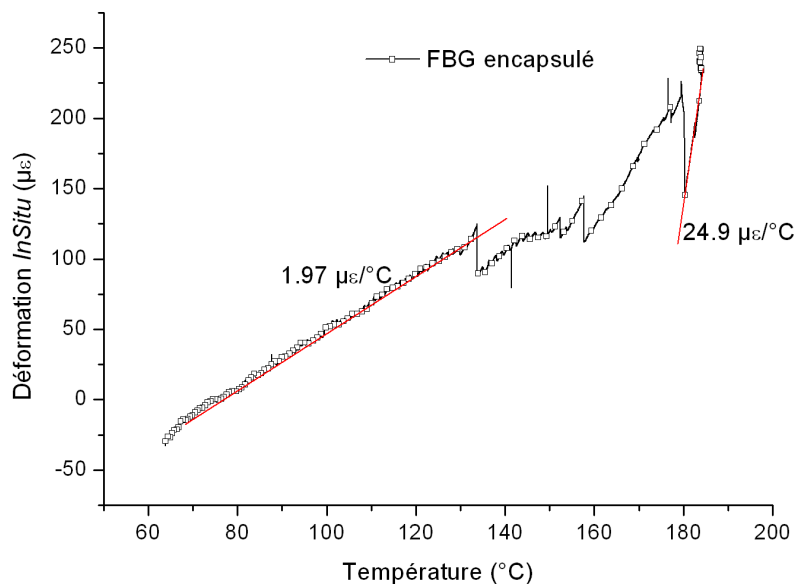


Figure 7.9 – Evolution de la déformation In Situ sur la phase de refroidissement pour le cas de validation

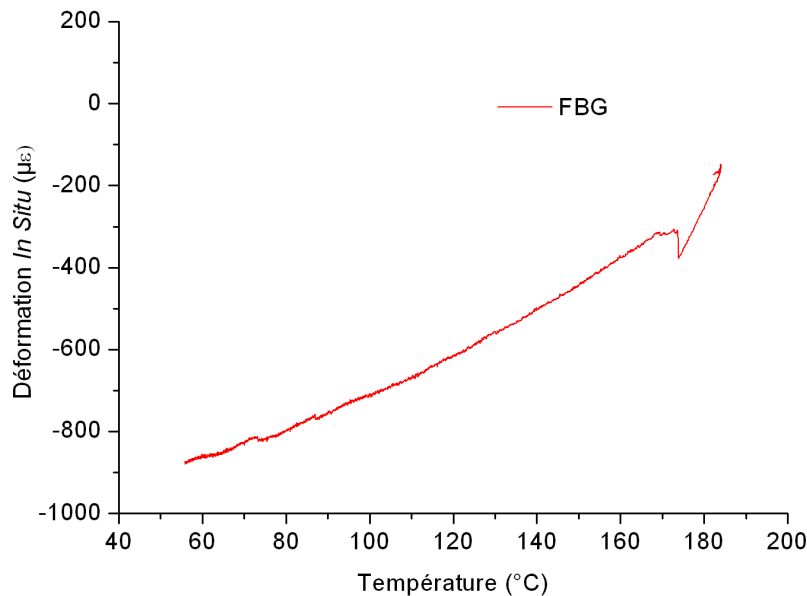


Figure 7.10 – Evolution de la déformation In Situ obtenue avec le FBG classique sur la phase de refroidissement

En reprenant la courbe 7.9 on peut relever avant la température de décohésion ($T=180^{\circ}\text{C}$), une pente de $24,9 \mu\epsilon/^{\circ}\text{C}$, puis qui passe à $1,97 \mu\epsilon/^{\circ}\text{C}$ après cette température. Ces valeurs sont proches respectivement du coefficient de dilatation thermique du moule aluminium et d'un matériau composite. Ainsi tout laisse à penser qu'il y a, malgré l'usage de démoulant, une adhésion du moule et la pièce lors de la première phase de refroidissement. Dans cette phase le moule peut donc induire une contrainte de compression à la pièce, à travers la contrainte de cisaillement à l'interface moule/pièce. Dès lors que cette contrainte de cisaillement dépasse la contrainte d'adhésion entre la résine et le moule on a relâchement de cette contrainte, et donc décohésion du moule et de la pièce. Par conséquent, après la décohésion on retrouve principalement le comportement thermique d'un matériau composite. Ce phénomène est identique à celui observé dans le cadre de la mise en œuvre par Autoclave comme l'a montré Twigg *et al.* [254]. En fin de refroidissement, il subsiste une déformation résiduelle de compression dans l'axe des fibres de renfort d'environ $200 \mu\epsilon$.

7.4.4 Evaluation des déformations résiduelles

Comme nous l'avons vu dans le chapitre 4, le suivi de déformation peut permettre d'évaluer les déformations résiduelles présentes dans la pièce en fin d'élaboration. Ces déformations sont volontairement évaluées à partir de la fin de cuisson lorsque l'interface entre la fibre optique et le matériau est parfaite (résine totalement réticulée). La détermination du champ de déformation en fin de refroidissement est alors réalisée, par l'intermédiaire du modèle inverse (chapitre 4) afin

de prendre en compte les effets d'un chargement dans les directions transverses à la fibre optique. Dans le cas particulier de cet empilement, on n'observe aucun phénomène de biréfringence, car les déformations dans les directions transverses à la fibre optique sont identiques. On note donc dans cette configuration une variation de longueur d'onde de -1128 pm. Ainsi en fin de refroidissement il subsiste le champ de déformation suivant ci-dessous.

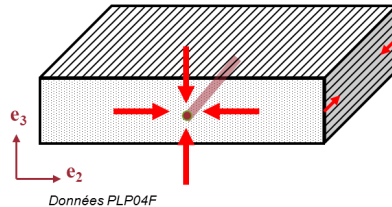


Figure 7.11 – Schématisation du champ de déformation en fin de refroidissement : cas de validation

Directions	Hyp Uni	Modèle	FBG
	Axial	Inv	Encap
ϵ_1	-330 $\mu\epsilon$	-227 $\mu\epsilon$	-212 $\mu\epsilon$
ϵ_2	x	-2703 $\mu\epsilon$	x
ϵ_3	x	-2703 $\mu\epsilon$	x

Tableau 7.3 – Evaluation du champ de déformation résiduelle dans la phase de refroidissement de la pièce [PLP04F] ($[0]_7$)

Pour un empilement d'Unidirectionnel ($[0]_n$), on retrouve les déformations d'origine purement thermiques d'un pli seul. Ainsi la pièce est dans un état de compression en fin de refroidissement, avec des déformations dans les directions transverses aux fibres plus importantes, car elles sont gouvernées majoritairement par le retrait thermique de la résine.

Le résultat obtenu à partir du modèle inverse a été comparé avec la réponse d'un FBG qui a été isolé mécaniquement de l'effet d'un chargement transverse grâce à une gaine en téflon (FBG encapsulé). Le modèle inverse semble donner une bonne évaluation du champ de déformation réel dans le matériau en fin de refroidissement. On retrouve notamment la déformation dans l'axe des fibres, mesurée par le capteur encapsulé. L'utilisation de l'hypothèse uniaxiale surestime la valeur de cette déformation de l'ordre de 55%. La non prise en compte du champ de déformation transverse peut conduire à des erreurs significatives sur le champ de déformation réel dans le matériau. Cette application pour la détermination expérimentale du champ de déformation résiduelle en fin de refroidissement souligne donc l'importance du choix de l'hypothèse de décorrélation liée à la mesure par FBG.

7.5 Comparaison avec les résultats numériques

Conformément aux modèles numériques présentés dans le chapitre 5, la simulation numérique de la phase de remplissage a été réalisée sous Pam RTM, et la simulation numérique de la phase de cuisson a été effectuée sous Sysply par ESI. On présente dans cette section les résultats numériques obtenus pour le cas de l'élaboration des pièces réalisées dans ce chapitre. Le cycle thermique appliqué à la surface du moule a été reconstruit à partir du cycle de température mesuré en surface de moule, afin de simuler les phases du procédé avec des conditions identiques à celles appliquées dans le cas expérimental. Cela permet donc d'avoir une comparaison rigoureuse entre les paramètres simulés et mesurés expérimentalement.

7.5.1 Phase d'injection

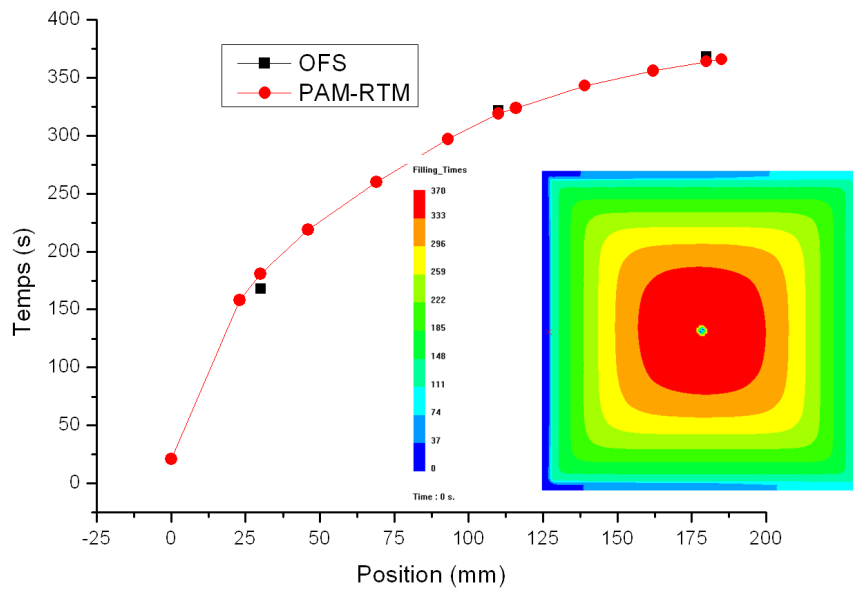
La simulation de l'injection a été réalisée 14 plis en carbone G0986 (tissu), dont la perméabilité plane (orthotrope) a été caractérisée par Hexcel (152). La figure 7.12(a) montre le temps de remplissage des différentes zones de la pièce, ainsi que le temps de remplissage aux points de localisation des capteurs de Fresnel. La géométrie du front, radiale, est conforme à ce que l'on pouvait attendre aux vues de la géométrie et des positions des canaux d'injection/évent.

Temps d'injection (s)	Expérimental	PAM RTM
t_1	168	181
t_2	322	319
t_3	368	364

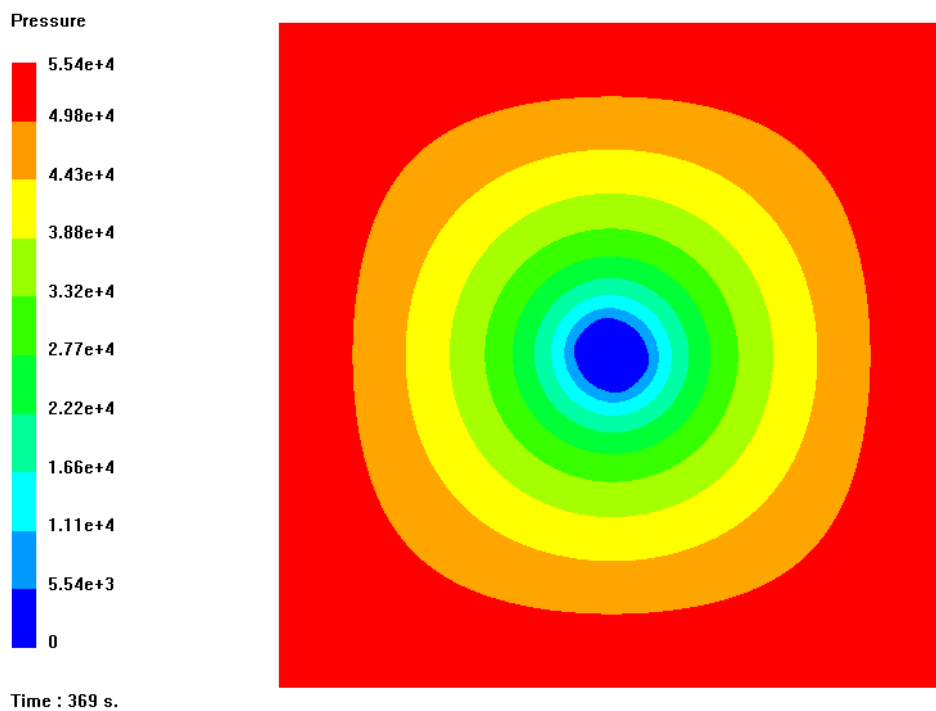
Tableau 7.4 – Comparaison des temps de passage de la résine avec PAM RTM : cas de validation

Le tableau 7.4 synthétise les temps mesurés et prédits par la simulations aux emplacements des OFS. On constate une très bonne corrélation entre les mesures expérimentales et celles issues du modèle numérique. De plus, on constate que la pression à l'entrée de la pièce n'atteint jamais la pression limite, comme on l'a vu expérimentalement (figure 7.12(b)).

Dans le cadre de la simulation du remplissage d'une pièce simple (géométrie et drapage), le modèle semble fournir une information conforme aux mesures relevées au cours du procédé RTM. On peut donc valider le modèle, à travers les temps de passage de la résine mesurés localement. Le modèle, ainsi validé, permet d'avoir une représentation des phénomènes d'écoulement qui ont lieu lors du remplissage de la pièce. On peut donc par exemple visualiser l'évolution du front de fluide à chaque instant du remplissage.



(a)



(b)

Figure 7.12 – Simulation numérique de la phase de remplissage Tissu G0986 : (a) Temps de remplissage de la préforme OFS vs. PAM-RTM ; (b) Champ de pression en fin de remplissage obtenu sous PAM-RTM

7.5.2 Phase de cuisson

Température et cycle de cuisson

Les simulations numériques ont été réalisées à partir des modèles décrits dans le chapitre 5 et des propriétés du pli 48580 (Tvf 58%) (cf. annexe D). Le cycle thermique relevé expérimentalement en surface de pièce est appliqué directement en condition d'entrée du modèle numérique afin d'avoir une comparaison la plus proche possible de l'essai expérimental. Les paramètres numériques sont relevés au centre de la pièce, à la même position que celle du capteur (OFS).

Comme le montre la courbe de température (figure 7.13) on ne note pas de dépassement de la température de cuisson dû au caractère exothermique de la résine. Ce résultat est conforme d'une part à ce qui a été mesuré expérimentalement, et d'autre part à ce que l'on pouvait attendre dans le cas de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur (4 mm).

D'autre part, l'évolution de la température de transition vitreuse permet de distinguer les différents états physiques dans lesquels le matériau se trouve. Ainsi l'état caoutchoutique est défini lorsque le degré d'avancement de la résine atteint $\alpha_{gel} = 0,6$. A partir de cet instant (t=230 min), on considère d'après la bibliographie (cf. chapitre 2) que la résine est susceptible de transmettre des efforts aux fibres de renfort. On peut constater que cette phase a lieu sur l'isotherme de cuisson, ainsi les éventuels efforts transmis aux fibres lors de la cuisson se limitent au retrait chimique de la résine. L'état vitreux de la résine peut être défini lorsque la température de transition vitreuse dépasse la température de cuisson $T_g > T_c$. On constate donc que le passage de l'état caoutchoutique à l'état vitreux intervient en fin de palier de cuisson. A cet instant (t=290min) le degré d'avancement du matériau atteint 93%. Enfin lors du refroidissement le matériau se trouve à l'état vitreux, la cuisson étant terminée, seul le retrait thermique du matériau a lieu.

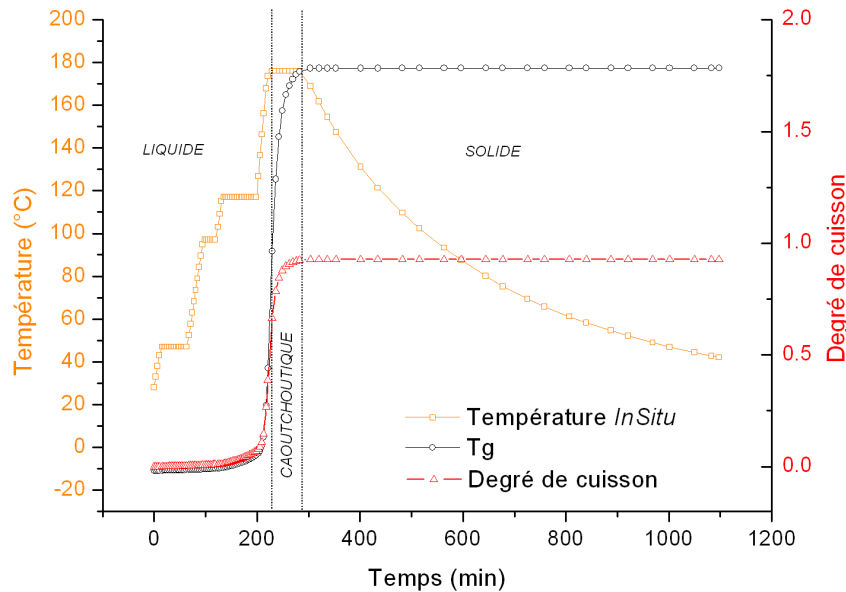
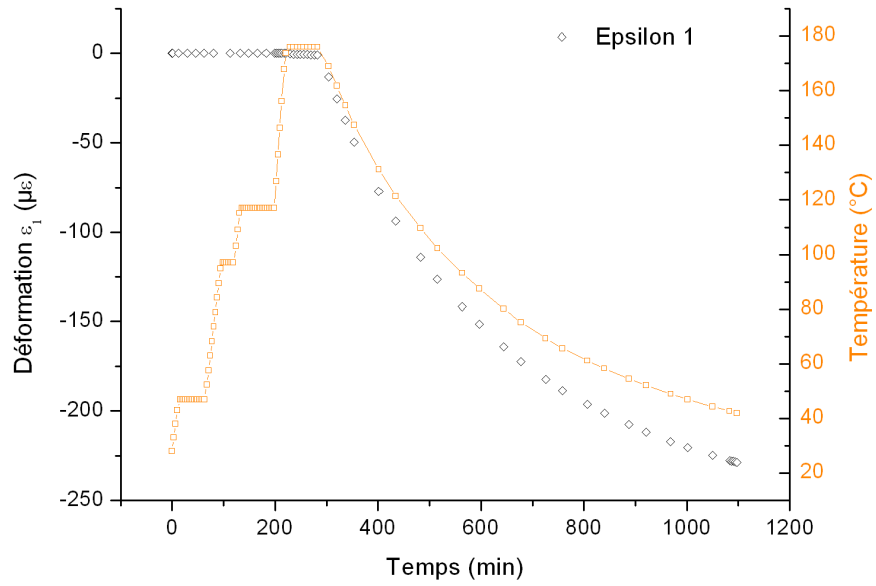


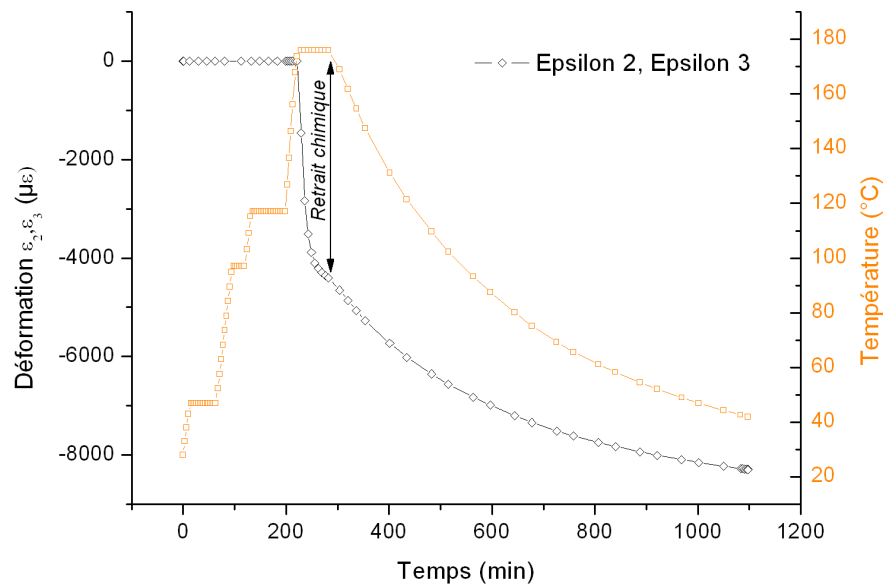
Figure 7.13 – Modélisation numérique, évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce

Evaluation des déformations internes

Les figures 7.14(a) et 7.14(b) montrent l'évolution des déformations respectivement dans l'axe des fibres, et dans les directions transverses aux fibres, au cours de la phase de cuisson. Avant le début de la phase de cuisson du matériau, on ne considère pas de déformation du matériau dans le modèle. Les éventuelles déformations d'origine thermique ou dues par l'interaction outils/pièce ne sont donc pas pris en compte dans le modèle. Cela peut se justifier par le fait que lors de la phase de préformage et d'injection, la préforme n'a pas suffisamment de rigidités mécaniques pour engendrer des contraintes mécaniques. Dans nos simulation on considère pour cette résine $\alpha_{gel} = 0,6$. Au début de la phase caoutchoutique ($t = 210$ min), une déformation en compression a lieu lors de la cuisson du matériau, due principalement aux effets de retrait chimique de la résine, car la température est constante. On observe que cette déformation est quasi nulle dans la direction des fibres, alors que dans la direction transverse aux fibres, la déformation due au retrait chimique est de l'ordre de $4400 \mu\epsilon$. Cela s'explique par le fait que le comportement du matériau composite dans les directions transverses est dominé par les propriétés de la résine. A la fin du palier de cuisson, les déformations dans le matériau augmentent en intensité avec la variation de température qui a lieu lors du refroidissement. Ces déformations sont alors d'origine purement thermique et correspondent aux contractions thermiques du matériau.



(a)



(b)

Figure 7.14 – Evolution des déformations au centre de la pièce lors de la cuisson de la pièce (simulation numérique) : (a) dans la direction des fibres ; (b) dans les directions transverses aux fibres de renfort

Expérimentalement, nous n'avons pas observé avec la technique des FBGs d'évolution significative de la réponse des réseaux lors de la phase de cuisson du matériau, tant sur la longueur d'onde que sur la morphologie du spectre (largeur des pics à mi-hauteur). Les mesures ne semblent donc pas indiquer un niveau de déformation dû au retrait chimique de la résine aussi élevé que les résultats de simulation numérique le montrent (figure 7.14(b)). Or au vu des dimensions des fibres de renfort ($\varnothing_f = 7\mu m$) et de la fibre optique ($\varnothing_{of} = 125\mu m$), la résine devrait se comporter de manière identique sur les fibres de renfort et la fibre optique. Par conséquent, dans le cadre de l'élaboration de cette pièce plane, les déformations d'origine thermique et chimique, qui se développent dans la zone caoutchoutique, ne semblent pas être transmises à la fibre optique ou au renfort. Il semblerait que ces déformations induites principalement dans la résine pendant le palier de cuisson ne sont pas susceptibles d'engendrer de déformation du composite dans son ensemble. La contrainte induite par le retrait chimique de la résine semble être trop faible pour engendrer une contrainte significative dans les fibres de renfort ou la fibre optique.

La figure 7.15 montre l'évolution de la déformation dans la direction des fibres mesurée expérimentalement par un FBG isolé et celle issue de la simulation numérique. Les déformations mesurées expérimentalement avant le début de la phase de cuisson n'ont pas été prises en compte, car l'interface fibre optique et matériau ne peut être considérée parfaite qu'à partir de la fin de cuisson (résine à l'état vitreux). Ainsi on peut constater que le modèle numérique sous-évalue le niveau de déformation dans le matériau jusqu'à environ $80 \mu\epsilon$. Cette différence peut provenir d'une source supplémentaire de déformation, telle que l'interaction pièce/outillage. En effet dans le cadre de notre modélisation nous considérons que la pièce est libre, c'est à dire que les déformations de l'outillage ne sont pas prises en compte. Or comme nous l'avons vu expérimentalement on a une adhésion entre l'outillage et la pièce, au début du refroidissement, qui engendre une discontinuité sur la courbe de déformation, ce qui démontre l'influence du moule dans la formation de déformation dans le matériau. Cependant même sans la prise en compte de l'interaction pièce/outillage, le modèle numérique donne une bonne approximation de l'évolution de la déformation de la fibre. Cela est vrai pour cette géométrie, néanmoins l'effet de cette interaction peut être plus important pour des géométries complexes. Il pourrait donc être intéressant d'intégrer au modèle numérique l'influence de l'outillage, par la prise en compte d'un contact mécanique à définir.

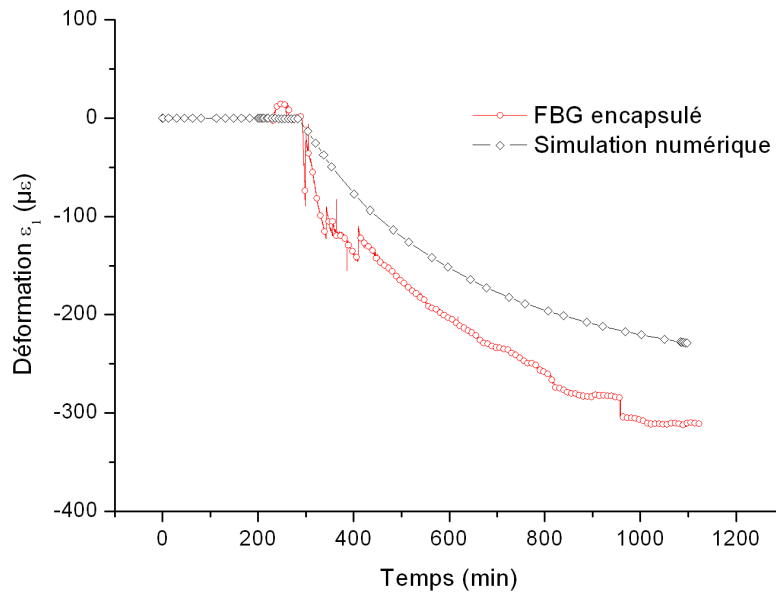


Figure 7.15 – Comparaison de l'évolution de la déformation dans la direction des fibres obtenue par la simulation numérique et la mesure par FBG

Evaluation des déformations résiduelles

Comme nous l'avons vu dans la section précédente, les mesures par FBG ne nous ont pas permis de mettre en évidence de déformation significative lors de la cuisson du matériau. Néanmoins pour comparer les résultats issus des différentes approches, nous avons quantifié le niveau de déformation engendré sur la phase de refroidissement du matériau. Les différents résultats obtenus par l'intermédiaire de l'approche expérimentale (FBG), analytique (CLTP) et numérique sont donnés dans le tableau 7.5.

Déformations ($\mu\epsilon$)	Expérimentale	CLPT	Simulation
ϵ_1	-227 $\mu\epsilon$	-161 $\mu\epsilon$	-164 $\mu\epsilon$
ϵ_2	-2703 $\mu\epsilon$	-2730 $\mu\epsilon$	-2800 $\mu\epsilon$
ϵ_3	-2703 $\mu\epsilon$	-2730 $\mu\epsilon$	-2800 $\mu\epsilon$

Tableau 7.5 – Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement ($T_{ref} = 80^\circ\text{C}$)

On constate une bonne corrélation entre les différentes approches sur l'évaluation du champ transverse (directions 2 et 3). Les modèles analytique et numérique semblent sous estimer le niveau de déformation dans la direction des fibres sur la phase de refroidissement. On peut expliquer cela du fait de la non prise en compte d'une source de déformation supplémentaire engendrée par l'interaction outils/pièce.

Pour cette pièce, les déformations résiduelles théoriques sont nulles du fait du plan de drapage unidirectionnelle [0]₇. Expérimentalement en fin de refroidissement il semble subsister une contrainte résiduelle de l'ordre de 8 MPa dans l'axe des fibres.

7.6 Conclusion

Le démonstrateur de laboratoire a pu être validé sur une géométrie simple, une pièce plane de faible épaisseur. Le travail de collaboration avec Hexcel nous a permis d'acquérir le savoir-faire nécessaire à la mise en oeuvre du procédé RTM et de ses matériaux. La santé matière des premières pièces élaborées sur le démonstrateur de laboratoire a été évaluée par des techniques de caractérisation traditionnelles (C-scan, digestion de résine). L'ensemble des caractérisations n'a pas révélé de défaut particulier, ce qui a permis de valider la technique de mise en oeuvre. Fort de cette validation des paramètres procédés, une première application des OFS pour le suivi du procédé RTM a été réalisée, dans un cas simplifié. Les systèmes d'insertion des capteurs ont permis d'insérer et positionner les capteurs tout en garantissant l'étanchéité de l'outillage. De plus cet essai a démontré tout le potentiel des OFS à la fois pour la détection de résine que pour le suivi de température et déformation interne. Nous avons montré que le choix de l'hypothèse de décorrélation des FBGs avait une grande importance sur la détermination de la déformation réelle dans le matériaux. Un FBG encapsulé permet de déterminer la déformation dans l'axe de la fibre sous l'hypothèse d'un champ de déformation uniaxiale, alors qu'un FBG classique couplé au modèle inverse permet d'avoir une évaluation du champ de déformation totale dans le matériau. Un FBG classique exploité sous l'hypothèse d'un champ uniaxiale ne permet que d'avoir une information qualitative sur le niveau de déformation.

La comparaison de ces mesures avec les résultats issues des simulations numériques a montré une bonne corrélation en particulier pour la phase de remplissage. Lors de la phase de cuisson de la pièce, la mesure par FBG n'a pas mis en évidence d'évolution significative du niveau de déformation interne dans la pièce. Cette mesure semble montrer qu'une grande partie des déformations d'origine chimique et thermique ne sont pas transmises aux fibres de renfort. Par conséquent, les déformations internes et résiduelles ont été évaluées sur la phase de refroidissement de la pièce. Les approches numériques et analytiques convergent vers des valeurs identiques proche des valeurs expérimentales. Il semble néanmoins subsister une contrainte résiduelle de l'ordre de 8 MPa dans la direction des fibres de renfort (déterminée expérimentalement) due très probablement à l'interaction outils/pièce.

Fort de ces résultats, les OFS vont être appliqués à d'autres types de géométries, afin d'étudier et mettre en évidence les problématiques que les industriels de notre projet rencontrent.

Application à des pièces planes de faible, « forte » et avec un saut d'épaisseurs

Sommaire

8.1	Introduction	174
8.2	Cas d'un stratifié croisé équilibré	174
8.2.1	Définition du cas	174
8.2.2	Température et cycle de cuisson	175
8.2.3	Suivi de déformation interne	178
8.2.4	Evaluation des contraintes résiduelles	180
8.2.5	Effet d'un cycle de post cuisson	182
8.3	Cas des pièces de forte épaisseur	183
8.3.1	Description du cas	183
8.3.2	Température et cycle de cuisson	184
8.3.3	Suivi de déformations internes	186
8.3.4	Evaluation des contraintes résiduelles	186
8.4	Cas d'une pièce avec variation d'épaisseur	188
8.4.1	Description du cas	188
8.4.2	Simulation locale de l'impact des arrêts de plis sur l'écoulement	189
8.4.3	Comparaison expérimentale/numérique du remplissage de la pièce avec saut d'épaisseur	190
8.5	Conclusion	192

8.1 Introduction

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, l'instrumentation par OFS du procédé RTM a démontré, sur un cas simple, ses capacités pour le suivi de la phase remplissage de la pièce mais aussi pour le suivi de l'état physique de la pièce tout au long du procédé d'élaboration. Suite à ces premiers résultats encourageants, on se propose d'étendre ce système d'instrumentation à des cas reflétant certaines des problématiques (cf. chapitre 3) que nos partenaires industriels rencontrent lors de l'élaboration de pièces complexes.

Dans un premier cas l'instrumentation est appliquée au suivi de la phase de cuisson d'une pièce avec un drapage croisé, en particulier pour mettre en évidence les contraintes résiduelles en fin d'élaboration. L'instrumentation est ensuite mise à profit dans un cas d'élaboration d'une pièce épaisse de 10 mm d'épaisseur, afin d'évaluer l'influence des phénomènes exothermiques sur les qualités de la pièce finale. Enfin l'influence des arrêts de pli sur la phase de remplissage est étudiée à travers un cas d'élaboration d'une pièce avec un saut d'épaisseur.

8.2 Cas d'un stratifié croisé équilibré

8.2.1 Définition du cas

Il s'agit du cas de l'élaboration d'un stratifié croisé équilibré $[0_2, 90_3, 0_2]$ d'épaisseur 4 mm et de dimensions $330 \times 350 \text{ mm}^2$ réalisé par une injection frontale. La pièce est constituée du renfort quasi UD 48580 avec un Tvf de 58% et de la résine RTM6. Les propriétés du pli sont données en annexe D. La pièce est instrumentée dans le pli médian de la préforme, c'est-à-dire dans le pli à 90° .

L'instrumentation est composée de 3 fibres optiques et d'un micro thermocouple K pour faire les compensations en température. Une première fibre optique est constituée de 3 réseaux de Bragg positionnés en entrée, milieu et sortie de préforme. Une autre fibre optique avec un réseau encapsulé est insérée à proximité de la fibre précédente. Ces deux fibres permettent de faire les mesures de température et de déformation interne dans la pièce. Enfin une dernière fibre optique exploitée en bout de fibre sur le principe de Fresnel est placée au centre de la préforme pour faire un suivi du degré de cuisson de la résine lors de la phase de cuisson. Le schéma 8.1 synthétise la position de l'ensemble des capteurs.

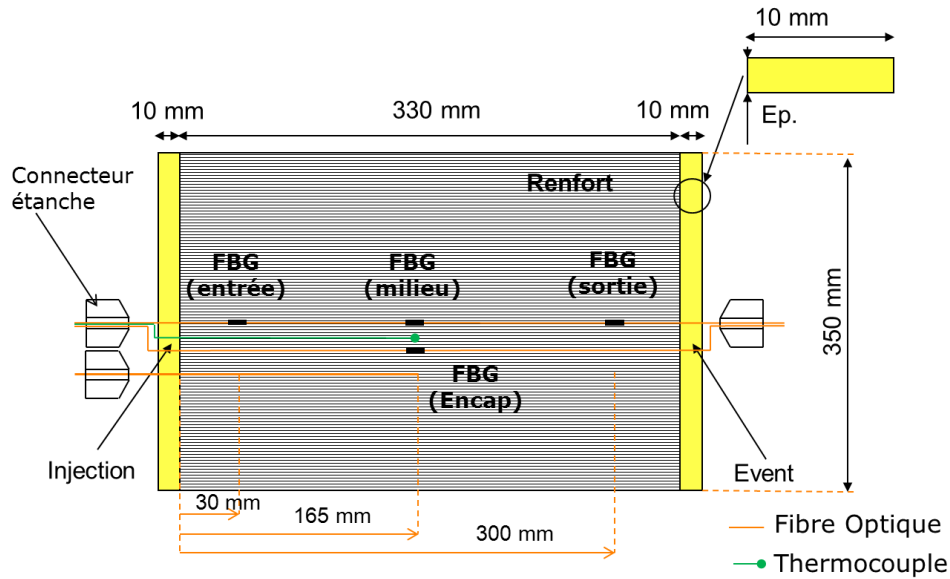


Figure 8.1 – Schéma d'implantation des capteurs pour le stratifié croisé (PLP05F)

8.2.2 Température et cycle de cuisson

Nous avons utilisé la même méthodologie que celle utilisée dans le chapitre 7 pour étudier l'élaboration de ce stratifié croisé. A savoir l'approche numérique à travers la modélisation décrite dans le chapitre 5, et l'approche expérimentale par l'intermédiaire de l'instrumentation par OFS de la préforme.

La figure 8.2 montre les évolutions de température et de degré de cuisson de la pièce issues de la simulation numérique. La figure 8.3 présente la température relevée par micro thermocouple au centre de la pièce. On ne constate pas, numériquement et expérimentalement, de dépassement de la température due à l'exothermie de la réaction de réticulation. Ce résultat était prévisible au vu de l'épaisseur de la pièce (4 mm). Pour ce qui est de l'évolution des états physiques du matériau, on retrouve les mêmes zones caractéristiques à des positions identiques par rapport au cycle de température, que celle donnée pour le cas de validation du chapitre 7 (cas PLP04F). A savoir la zone liquide, puis la zone caoutchoutique lorsque le degré d'avancement de la résine atteint α_{gel} , et finalement la zone vitreuse lorsque la température de vitrification T_g atteint la température de cuisson (figure 8.2).

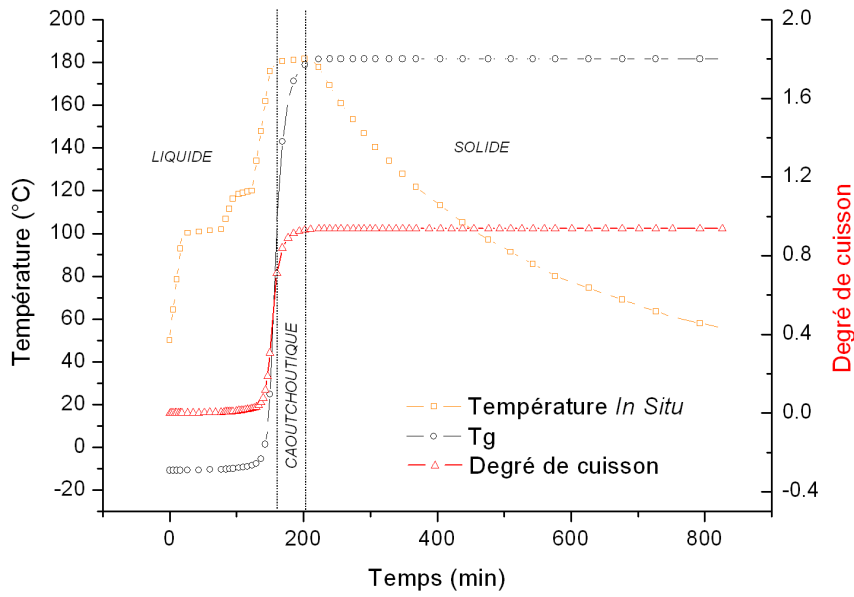


Figure 8.2 – Simulation numérique de l'évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce (PLP05F)

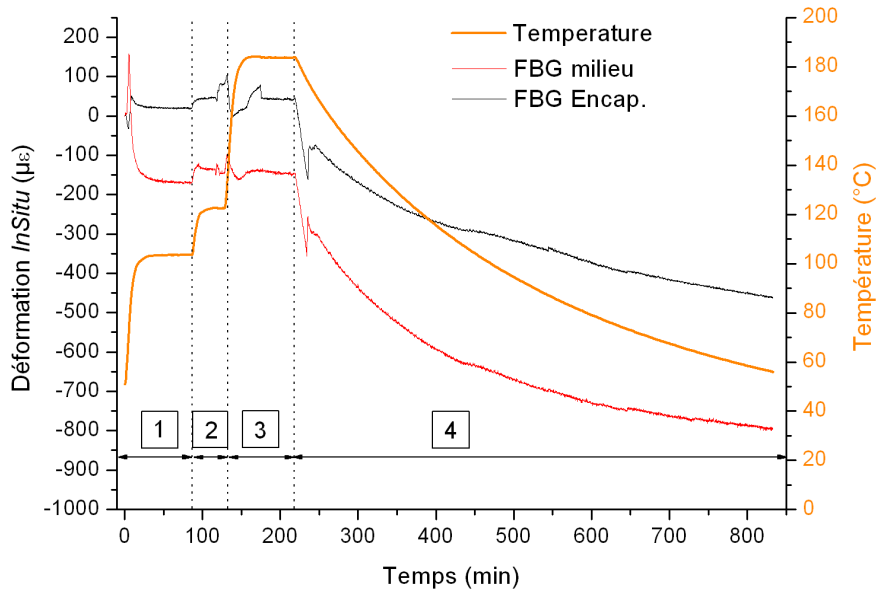


Figure 8.3 – Evolution de la température et des déformations internes au cours de l'élaboration du stratifié croisé (PLP05F)

Lors de la réalisation de cette pièce, le suivi du degré de cuisson du matériau a pu être réalisé par l'intermédiaire du capteur de Fresnel. Nous avons utilisé la technique décrite dans le chapitre 4 pour suivre l'intensité réfléchie en bout de fibre. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 4, pour accéder à une estimation du degré de cuisson il est nécessaire de calibrer le capteur. Dans cette étude, nous avons privilégié une normalisation du signal entre 0 et 1. Cette méthode a été utilisée par d'autres auteurs [2, 7] pour accéder au degré d'avancement de la résine lors du cycle de cuisson. Bien que cette méthode ne donne accès qu'à une information qualitative, celle-ci est très facile à mettre en oeuvre pour suivre l'évolution du degré de cuisson à partir de l'intensité réfléchie.

L'intensité réfléchie a donc été normalisée entre 0 et 1, la valeur 1 correspondant à l'état du matériau totalement réticulé. Nous avons pris comme référence l'intensité réfléchie I_{Sat} en fin de palier de cuisson. Le degré de cuisson est ensuite évalué par la relation ci-dessous où I_r est l'intensité réfléchie.

$$\alpha \approx \frac{I_r}{I_{Sat}} \quad (8.1)$$

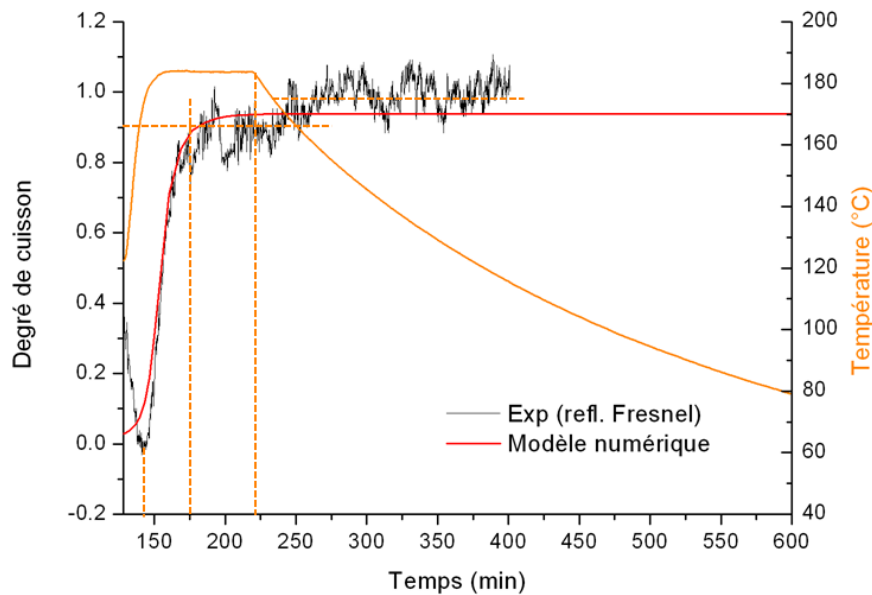


Figure 8.4 – Comparaison de l'évolution du degré de cuisson Exp./Num. au cours de la cuisson du stratifié croisé (PLP05F)

La figure 8.4 montre l'évolution du degré de cuisson obtenue par le capteur de réflexion de Fresnel lors du palier de cuisson. Le degré de cuisson obtenu par la simulation numérique utilisant le même cycle thermique est superposé sur la même figure.

La première chute du signal ($t=150$ min) correspond à l'influence de la température sur le signal

réfléchi par L'OFS. En effet avec cet OFS on mesure la variation d'indice de réfraction du milieu, qui est sensible à la température et à la densité du milieu. C'est pourquoi lors de la phase de montée en température ($t < 150$ min) on a une chute du signal réfléchi, qui ne peut donc être interprétée par une variation de densité. A l'inverse sur le palier de cuisson ($t > 150$ min), la température est constante, l'évolution du signal réfléchi est ici essentiellement due à la réticulation de la résine. Au bout de 25 min le signal se stabilise autour d'une valeur de 0,91. Cela semble donc indiquer la fin de la réaction de réticulation. On remarque que le signal est légèrement bruité sur le palier de cuisson. Cela est probablement dû à l'interaction des fibres de renfort avec la fibre optique. Rappelons que pour suivre l'évolution du degré de réticulation à travers l'indice de réfraction du milieu ambiant il faut un montage permettant de mesurer une variation d'indice de réfraction de l'ordre de 0,01. Ainsi cela rend notre système de mesure très sensible aux parasites extérieurs. Lors du début de la phase de refroidissement ($t > 220$ min) le signal optique augmente légèrement du fait de la chute de température. Cette partie n'a donc pas de signification concernant l'évolution du degré de cuisson.

Lorsque l'on compare l'évolution du degré de cuisson obtenue par OFS à celle issue de la simulation numérique on constate une bonne corrélation. On retrouve quasiment une cinétique identique expérimentalement et numériquement. Cependant, on ne peut pas conclure sur la valeur finale du degré de cuisson obtenue par OFS, car le signal a été simplement normalisé dans cette étude et non pas calibré.

Les fibres de renfort ne semblent pas affecter de manière significative la cinétique de réticulation de la résine. On retrouve en effet la même cinétique que celle issue de la simulation numérique qui ne prend pas en compte les fibres de renfort. Le modèle thermo-cinétique (chapitre 5) utilisé dans cette thèse semble donc bien estimer l'évolution du degré d'avancement lors de la phase de cuisson du matériau.

8.2.3 Suivi de déformation interne

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, le suivi des déformations internes est réalisé par l'intermédiaire des FBGs. La figure 8.3 présente le résultat provenant de deux FBGs placés à proximité l'un de l'autre. L'un des réseaux est isolé des efforts transverses par une gaine en Téflon (noté FBG encapsulé). On retrouve le même type de courbe que celles obtenues dans le chapitre 7. On distingue les trois zones caractérisant l'état physique du matériau, à savoir la zone liquide ($t < 140$ min), caoutchoutique ($140 < t < 205$ min) et vitreuse ($t > 205$ min). C'est lors de la phase de refroidissement (phase 4) que l'on a création de la majorité des déformations internes dues au retrait thermique du matériau. A noter que l'on a relevé des évolutions de déformation interne identiques avec les FBGs placés en entrée et sortie de préforme. Par conséquent le niveau de déformation interne est homogène sur la longueur de la pièce.

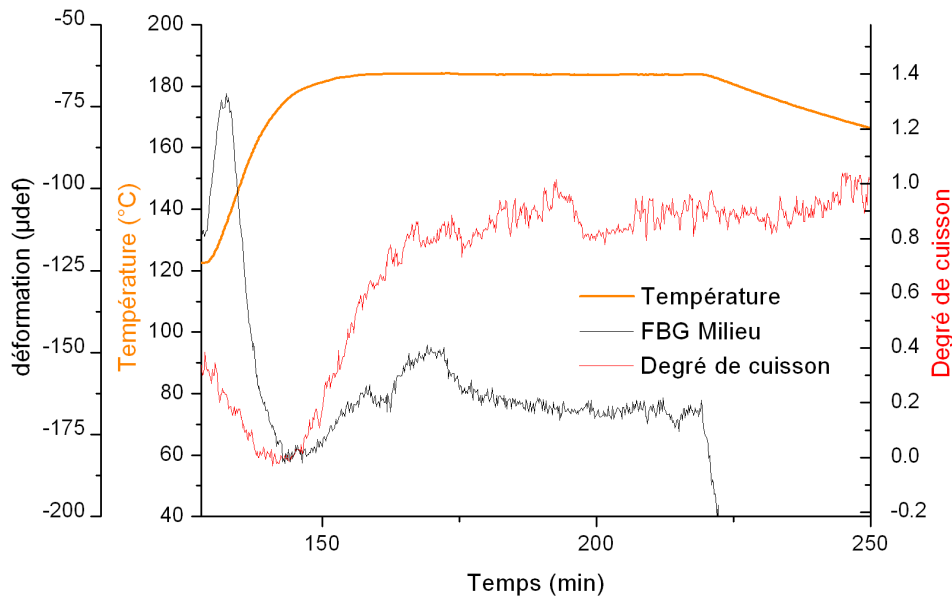


Figure 8.5 – Evolution des paramètres physiques au coeur de la pièce obtenus par OFS lors du palier de cuisson (PLP05F)

La figure 8.5 montre plus précisément les paramètres relevés lors de la cuisson. On constate une chute brutale du niveau de déformation interne lors de la montée en température ($t=135\text{min}$). Cette chute intervient à une température d'environ 140°C . D'après les caractéristiques de cette résine, cette température est trop faible pour être une déformation liée au retrait chimique de la résine. Cela est confirmé par l'évolution du degré de cuisson mesurée par OFS. Le début de la réaction de réticulation commence aux alentours de 145 min, donc bien postérieurement à l'évolution de déformation discutée précédemment. Après de plus amples investigations, cette chute de déformation s'avère provenir de la chute de pression d'injection. En effet les relevés d'injection montrent que lors de cet essai la pression d'injection a été maintenue à 3 bars jusqu'au temps 135 min. Il semble donc que le rééquilibrage de la pression de résine à l'intérieur de la pièce entre le point d'injection et l'évent explique la chute de déformation au début du cycle de cuisson de la pièce.

Après cette chute ($t=145\text{min}$), on constate une légère évolution du niveau de déformation interne. La déformation interne semble augmenter simultanément avec l'augmentation du degré de cuisson. Néanmoins le faible variation de déformation ($25\ \mu\epsilon$) ne permet pas de donner beaucoup de signification à cette évolution. Comme nous l'avons vu dans le cadre de l'élaboration de la pièce plane référencée PLP04F (chapitre 7) le retrait chimique de la résine ne semble pas induire de déformation dans la direction des fibres.

Lors de la phase de refroidissement, on retrouve sur la figure 8.3 la déformation interne due au retrait thermique du matériau et de l'interaction outils/pièce. Ces informations issues des FBG

vont être utilisées pour évaluer le niveau de contraintes résiduelles dans la pièce.

8.2.4 Evaluation des contraintes résiduelles

N'ayant pas observé d'évolution significative du niveau de déformation interne lors de la phase de cuisson, nous nous proposons d'évaluer les contraintes résiduelles générées dans ce stratifié croisé lors de la phase de refroidissement. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 4 il est possible d'évaluer le champ de déformations résiduelles par la technique des FBGs en utilisant un modèle inverse. Pour cela on exploite deux informations issues du réseau de Bragg. A savoir l'évolution de longueur d'onde entre la fin de cuisson et la fin du refroidissement et le phénomène de biréfringence. La biréfringence se manifeste par un élargissement du pic de réflexion puis par la séparation du pic. La figure 8.6 montre l'évolution du spectre réfléchi obtenue lors du refroidissement du stratifié croisé PLP05F.

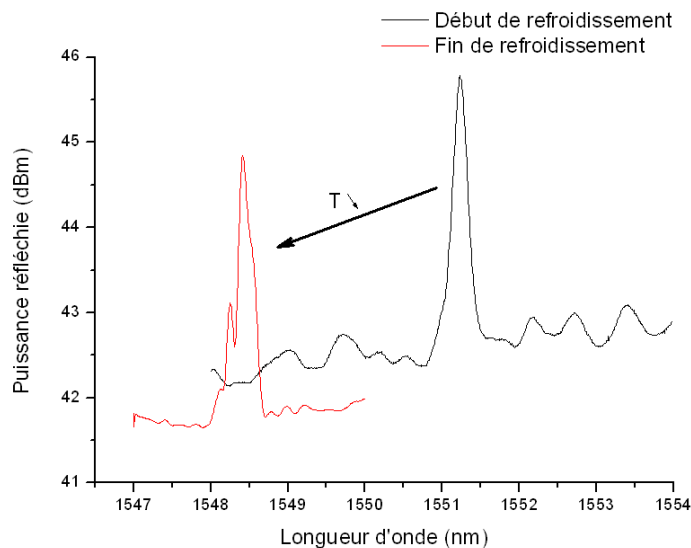


Figure 8.6 – Dédoublément du spectre réfléchi par le FBG lors de l'élaboration du stratifié croisé PLP05F

La mesure de la variation de longueur d'onde de ces deux spectres couplée au modèle présenté dans le chapitre 4, permet d'évaluer les déformations présentes dans le matériau en l'absence du capteur. Ainsi en fin de refroidissement il subsiste le champ de déformation explicité dans le tableau 8.1 :

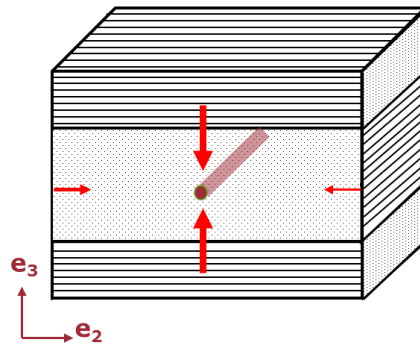


Figure 8.7 – Evaluation du champ de déformation en fin de refroidissement pour le stratifié croisé

Déformations	Hyp Uni	Modèle	CLPT
$\mu\epsilon$	Axial	Inv	
ϵ_1	-653	-680	-600
ϵ_2	x	-940	-470
ϵ_3	x	-4770	-4990

Tableau 8.1 – Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement pour un stratifié croisé ($\Delta T = -128^\circ\text{C}$)

Il n'a pas été possible d'obtenir les résultats numériques liés à la partie mécanique suite à des problèmes rencontrés sous le logiciel SysPly par ESI. Faute de temps nous n'avons pas pu remédier à ces problèmes. Ainsi les résultats expérimentaux sont comparés aux résultats donnés par la théorie des plaques stratifiées (CLPT).

On constate une bonne corrélation entre la déformation mesurée et prédite dans l'axe des fibres et dans la direction de l'épaisseur. Dans la direction 2, on réalise une erreur de 50% sur la détermination de la déformation en fin de refroidissement par rapport à la théorie des plaques stratifiées. On peut expliquer cette erreur par une non homogénéité du milieu où la fibre optique est insérée. En effet la fibre optique étant insérée à l'interface entre deux plis, on peut avoir la présence d'une éventuelle zone riche en résine qui ne se résorbera pas dans cette direction malgré la compaction, et va perturber le champ de déformation autour de la fibre optique et donc l'interprétation des données (figure 8.8).

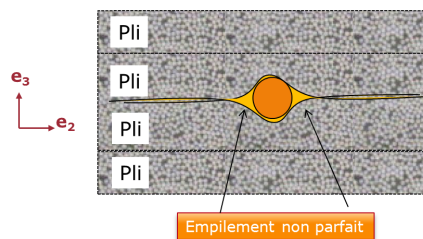


Figure 8.8 – Représentation schématique d'une fibre insérée à l'interface de deux plis

A partir de la mesure par FBG et du modèle inverse, on peut évaluer les contraintes résiduelles, dans le plan de la pièce (directions 1 et 2), en fin de refroidissement. Dans le cas de l'élaboration de ce stratifié croisé on détermine une contrainte résiduelle de -50MPa dans le plan moyen, dans la direction des fibres optiques (direction 1) et 23 MPa dans la direction 2 (relation 5.27) transverse aux OFS.

8.2.5 Effet d'un cycle de post cuisson

Fort du niveau de contrainte résiduelle mesuré précédemment lors du cycle de fabrication du stratifié croisé, nous avons voulu évaluer l'influence d'un cycle de post-cuisson. En effet il est recommandé en industrie de réaliser un cycle de post-cuisson afin de libérer les contraintes résiduelles présentes dans le matériau. Nous avons donc effectué un cycle de post-cuisson sur le stratifié croisé, qui a été placé dans une étuve afin de lui appliquer un cycle thermique. Nous avons choisi un cycle thermique, avec une vitesse de chauffe volontairement faible (6°C/h) afin d'une part de privilégier une chauffe homogène de la pièce et d'autre part de favoriser un écoulement visqueux à haute température [214]. Un palier de température à 190°C ($T > T_g$) est réalisé pendant une durée de 6h. L'évolution de déformation relevée par le réseau de Bragg encapsulé est donnée en figure 8.9. L'état de référence de déformation du matériau est pris à la température ambiante.

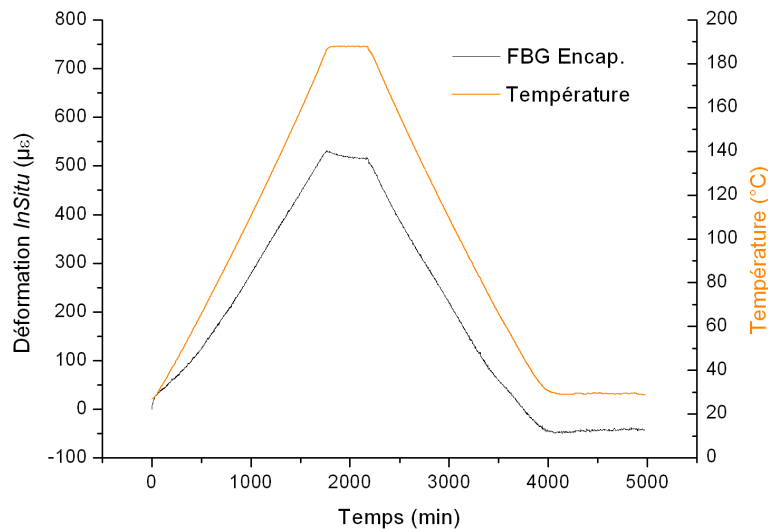


Figure 8.9 – Suivi de déformation par FBG encapsulé lors d'un cycle de post-cuisson sur un stratifié croisé

Lors de la montée en température, les déformations dans le matériau augmentent proportionnellement avec la température en suivant le coefficient de dilatation thermique du matériau. Lors du palier de température ($t > 1700$ min), on mesure une légère chute de déformation de $15 \mu\epsilon$. Cette chute pourrait être attribuée à un effet de post cuisson de la résine RTM6, néanmoins au vu de cette faible variation il est difficile de conclure sur l'origine de cette chute. Lors du refroidissement

du matériau on retrouve un état de compression mécanique lié au retrait thermique du matériau. Il faut noter que la déformation finale est légèrement inférieure à la déformation initiale ($-45 \mu\epsilon$). Seule une dérive du capteur peut expliquer cette variation. Il n'a malheureusement pas été possible de refaire cette mesure par manque de temps, pour confirmer cette mesure. Néanmoins cet essai de post-cuisson, en premier lieu, ne semble pas montrer d'effet significatif de ce cycle thermique sur la réduction du niveau de déformation résiduelle pour ce stratifié croisé.

8.3 Cas des pièces de forte épaisseur

8.3.1 Description du cas

L'objet de ce cas est d'étudier les déformations internes générées lors de la réalisation d'une pièce de « forte » épaisseur. On ne s'intéresse pas ici à la phase de remplissage de la pièce, car celle-ci n'a pas posé de problème particulier.

Lors de la réalisation de pièce épaisse, l'exothermie libérée par la réaction de réticulation peut élever la température au centre de la pièce et ainsi conduire à un champ de température non homogène. Il peut résulter de ce gradient de température à travers l'épaisseur, des contraintes résiduelles et une non homogénéité des propriétés mécaniques qui vont compromettre les performances mécaniques de la pièce [220].

Par conséquent pour étudier ces phénomènes nous avons réalisé le suivi par FBG de la fabrication d'une pièce d'épaisseur 10 mm et de dimensions 330 x 350 mm² élaboré par une injection frontale. La pièce est constituée du renfort quasi UD 48580 et d'un tissu 48400 avec Tvf de 58% et de la résine RTM6. Nous avons utilisé 5 plis UD 48580 autour du plan moyen du panneau pour placer la fibre optique dans un milieu homogène, et ainsi permettre l'évaluation des déformations résiduelles sur la phase de refroidissement avec le modèle inverse présenté dans le chapitre 4. Le stratifié est ensuite composé du tissu 48400 réparti de manière équilibrée autour des 5 plis UD. Le drapage peut s'écrire sous la forme suivante $[[0/90]_9,0_5,[0/90]_9]$. Les propriétés des plis 48400 et 48580 sont données en annexe D.

L'instrumentation est composée d'une fibre optique et d'un micro thermocouple K pour faire les compensations en température. Trois capteurs à réseau de Bragg sont placés l'un à côté de l'autre sur la fibre optique au centre de la pièce pour effectuer la mesure de déformations internes. Ce cas avait été conçu pour évaluer les performances du découplage T/ϵ avec différents réseaux (méthode dual Bragg grating). Cette méthode n'ayant pas donnée de résultats satisfaisants, nous utilisons les réponses des trois capteurs pour vérifier la répétabilité de la mesure. Le schéma 8.10 synthétise la position de l'ensemble des capteurs.

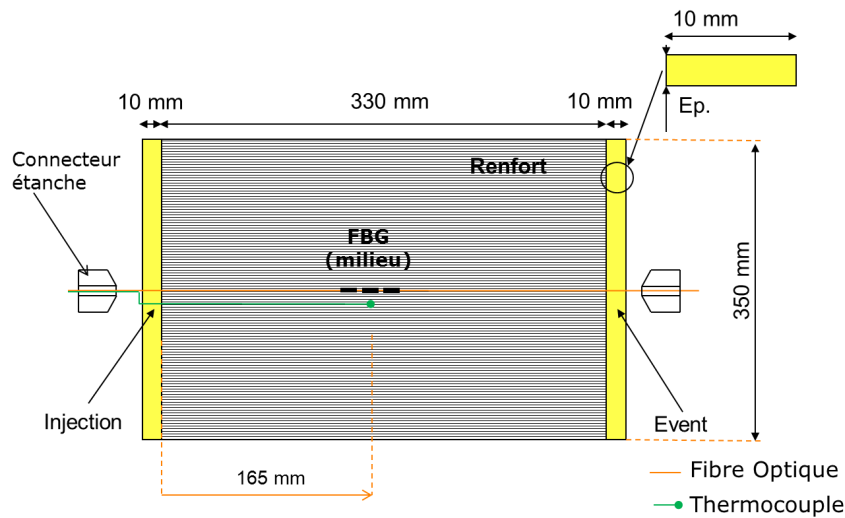


Figure 8.10 – Schéma d'implantation des capteurs pour la pièce « forte » épaisseur (PLP03F)

8.3.2 Température et cycle de cuisson

La figure 8.11 présente les résultats issus de la simulation numérique du cycle de cuisson. La figure 8.12 présente les évolutions de température et de déformations internes mesurées par les FBGs et le thermocouple placés au centre de la préforme.

On constate numériquement et expérimentalement une élévation de la température lors du début du cycle de cuisson ($t=145\text{min}$). Le sous modèle thermo chimique surestime légèrement l'élévation de température. En effet on note une élévation de température de 5°C numériquement alors que expérimentalement on relève une élévation de température de 3°C . Au vu des incertitudes de mesure que l'on peut faire sur la mesure par thermocouple on peut considérer que la simulation numérique rend bien compte de l'élévation de température au centre de la pièce due à l'exothermie de la réaction de réticulation.

Comme on l'a défini dans le chapitre 7 on distingue à nouveau les trois zones caractérisant l'état physique du matériau, à savoir la zone liquide ($t < 140\text{ min}$), caoutchoutique ($145 < t < 165\text{ min}$) et vitreuse ($t > 165\text{ min}$).

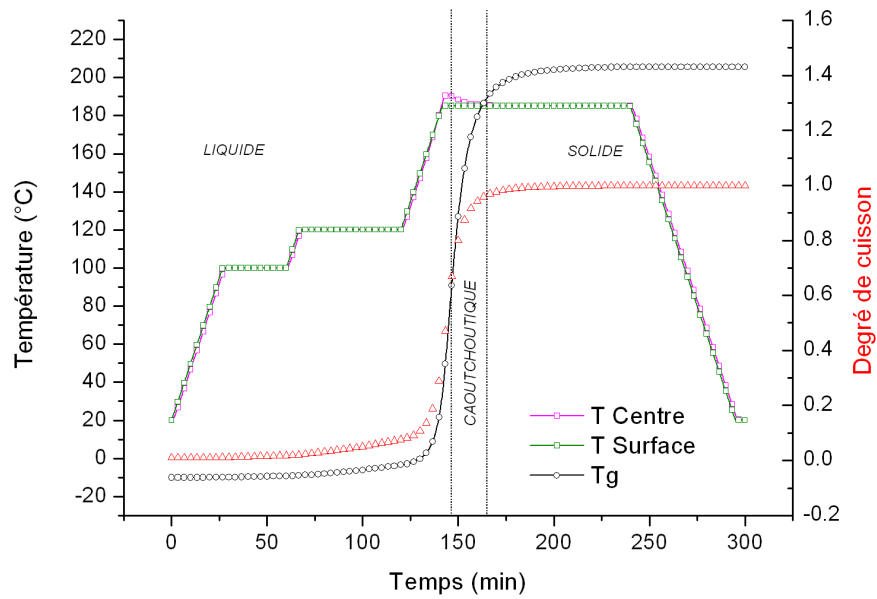


Figure 8.11 – Simulation numérique de l'évolution de la température et du degré de cuisson au centre de la pièce (PLP03F)

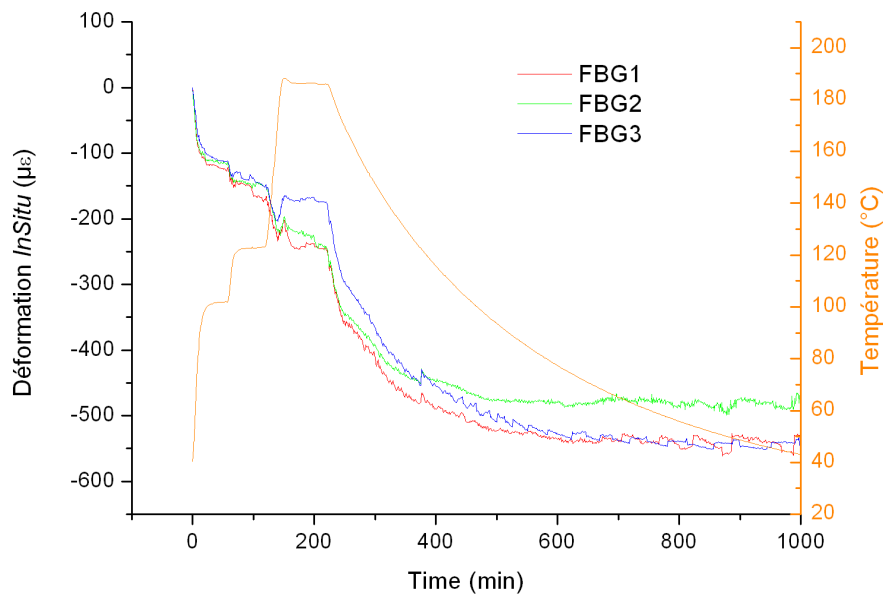


Figure 8.12 – Evolution de la température et des déformations internes au cours de l'élaboration de la pièce épaisse (PLP03F)

8.3.3 Suivi de déformations internes

La mesure de déformations internes est effectuée par les FBGs placés au centre de la préforme en utilisant l'hypothèse Uniaxiale (chapitre 4) pour décorrélérer les évolutions de longueurs d'onde des déformations.

Lors de la phase de cuisson, et plus particulièrement juste après l'exothermie on constate une déformation en compression de l'ordre de $-30 \mu\epsilon$ par FBG3. Il est difficile de conclure sur l'origine de cette déformation, car celle-ci est probablement le résultat d'une contribution d'origine chimique et thermique qui a lieu simultanément. De plus le niveau de déformation est trop faible pour conclure sur la pertinence de ce phénomène. Néanmoins selon la simulation numérique figure 8.11, cette déformation semble avoir lieu dans la zone caoutchoutique, donc même si elle est présente dans le matériau celle-ci génère théoriquement très peu de contraintes du fait de la rigidité faible de la résine dans cet état.

Lors de la phase de refroidissement ($t > 220$ min) on note une contraction d'origine thermique du matériau. On peut observer que pour ce cas on n'a pas d'influence de l'interaction outils/pièce lors du refroidissement. En effet on a pas de discontinuité de la courbe d'évolution de déformation. En comparant ce résultat avec la réalisation du stratifié croisé en 4 mm, on peut s'interroger à propos de l'influence de l'interaction outils/pièce sur le champ de déformation interne à travers l'épaisseur du stratifié. Sur ce cas d'épaisseur 10 mm avec un drapage constitué de tissus équilibrés, on ne constate pas de discontinuité de la courbe de déformation sur la phase de refroidissement. Néanmoins nous avons réalisé une pièce similaire en épaisseur 14 mm avec un drapage composé de quasi UD $[0]_n$, où le suivi de la déformation interne par FBG a montré l'influence au centre de la pièce de l'interaction outil/pièce. Par conséquent, la comparaison de ces deux cas semble montrer une influence du drapage et en particulier du tissu utilisé sur la formation de déformations internes lors de la phase de refroidissement due à l'interaction outils/pièce. Il pourrait être intéressant de faire des mesures de déformations internes par FBG à travers l'épaisseur, pour quantifier l'éventuel gradient de déformation interne dans l'épaisseur.

8.3.4 Evaluation des contraintes résiduelles

Le niveau de déformation résiduelle est évalué durant la phase de refroidissement. Tout comme précédemment on évalue le niveau de déformation résiduelle à l'aide du modèle inverse présenté dans le chapitre 4. Pour cela on exploite deux informations issues du réseau de Bragg. A savoir l'évolution de longueur d'onde entre la fin de cuisson et la fin du refroidissement et le phénomène de biréfringence. La figure 8.13 montre l'évolution du spectre réfléchi obtenue lors du refroidissement de la pièce de « forte » épaisseur PLP03F. On constate bien une séparation des pics induite par un champ de déformation transverse dans le matériau.

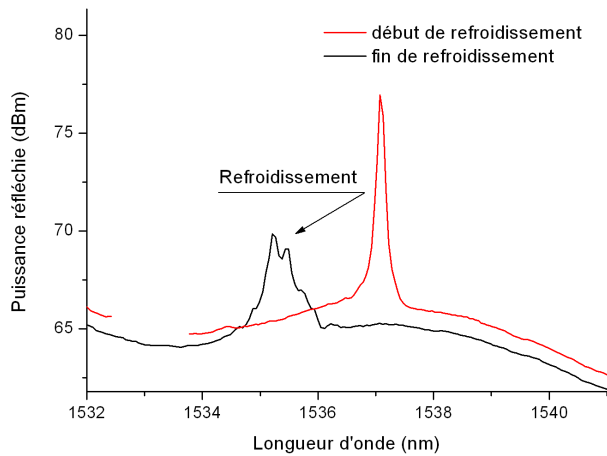


Figure 8.13 – Dédoublage du spectre réfléchi par le FBG lors de la phase de refroidissement de la pièce de « forte » épaisseur PLP03F

La mesure de la variation de longueur d'onde de ces deux spectres couplée au modèle présenté dans le chapitre 4, permet d'évaluer les déformations présentes dans le matériau en l'absence du capteur. Ainsi en fin de refroidissement il subsiste le champ de déformation dans le tableau 8.2.

Déformations	Hyp Uni	Modèle	CLPT
$\mu\epsilon$	Axial	Inv	
ϵ_1	-315	-375	-510
ϵ_2	x	-1307	-705
ϵ_3	x	-7215	-7350

Tableau 8.2 – Comparaison du champ de déformation en fin de refroidissement pour une pièce « forte » épaisseur PLP03F ($\Delta T = -150^\circ\text{C}$)

Pour les mêmes raisons que précédemment le calcul mécanique sous Sysply n'a pu être réalisé. Les résultats expérimentaux sont donc uniquement comparés aux résultats donnés par la théorie des plaques stratifiées. Le calcul des déformations d'origine thermomécanique est réalisé à partir des coefficients de dilatation thermique du stratifié déterminés expérimentalement.

On constate une différence de déformation entre la détermination expérimentale et analytique de 25% et 50% respectivement sur l'axe 1 et 2. Il est difficile de conclure sur l'état mécanique réel de la pièce en fin d'élaboration, au vu de ces écarts. Il serait nécessaire d'utiliser une approche supplémentaire pour évaluer le niveau de déformation dans le matériau.

A partir de la mesure par FBG et du modèle inverse, on peut évaluer les contraintes résiduelles, dans le plan de sollicitation de la pièce (directions 1 et 2), en fin de refroidissement. Dans le cas de l'élaboration de cette pièce épaisse on détermine une contrainte résiduelle de -13MPa dans la direction des fibres (direction 1) et 18 MPa dans la direction 2 (relation 5.27).

8.4 Cas d'une pièce avec variation d'épaisseur

8.4.1 Description du cas

Cette pièce est la dernière des géométries réalisées dans le cadre de cette thèse. Le but de cette géométrie est d'étudier l'influence des arrêts de plis, sur la phase de remplissage de la pièce. En effet les arrêts de plis vont engendrer des espaces vides dans la zone de variation d'épaisseur qui modifient localement la perméabilité du renfort. Ces espaces vont dépendre de la stratégie d'arrêt de plis utilisée. Lors de la phase de remplissage, l'ensemble de ces espaces sont des zones préférentielles d'écoulement, qui peuvent perturber localement le front d'écoulement de la résine et conduire à une mauvaise imprégnation des renforts.

La pièce avec saut d'épaisseur est constituée de trois zones distinctes. Une zone de faible épaisseur (4 mm) et une autre zone de forte épaisseur (14 mm) reliées par une zone intermédiaire (ply-drop) où une partie des plis est arrêtée. La pièce est réalisée en injection frontale avec la résine RTM6 (figure 8.14). Le renfort quasi UD 48580 a été utilisé pour cette pièce avec le plan drapage figure 3.4 (chapitre 3). Nous avons privilégié une seule orientation afin de faciliter la phase de drapage de la pièce.

La zone des arrêts de plis a été réalisée à partir de l'expérience de nos partenaires industriels. Les plis extérieurs reprennent l'ensemble de la structure. Les plis sont ensuite arrêtés successivement par groupe de 3 avec un inter-pli de 3 mm entre les groupes. Entre chaque groupe de plis intermédiaires un pli est intercalé pour reprendre l'intégralité de la structure.

La préforme a été instrumentée dans son plan médian (correspondant à l'épaisseur de 4 mm) par l'intermédiaire de 3 OFS exploités sur le principe de Fresnel. Le schéma 8.14 montre la localisation des capteurs.

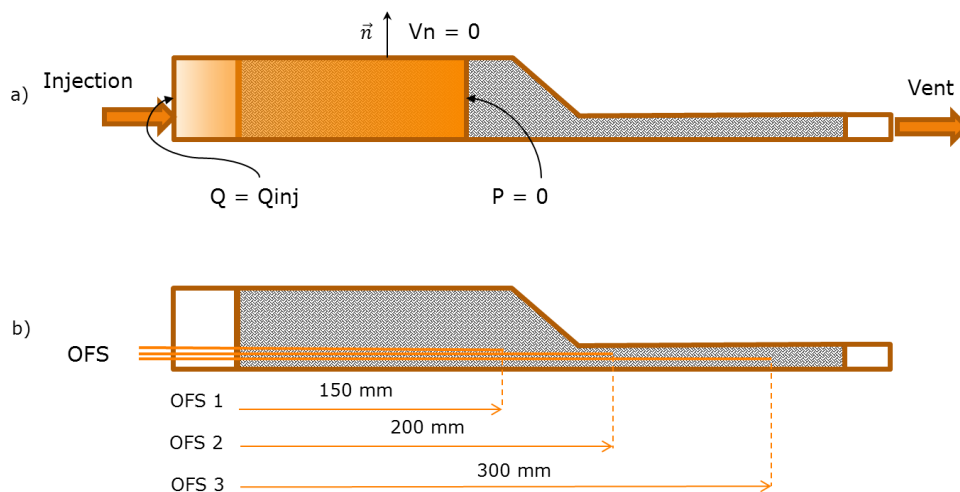


Figure 8.14 – Schéma descriptif (a) de l'injection et (b) de l'instrumentation (PLV01F)

8.4.2 Simulation locale de l'impact des arrêts de plis sur l'écoulement

Pour étudier l'influence locale de la zone d'arrêt de pli, nous avons réalisé avec notre partenaire ESI une première simulation de l'écoulement en 2D, en intégrant des canaux préférentiels dans la zone de variation d'épaisseur (figure 8.15).

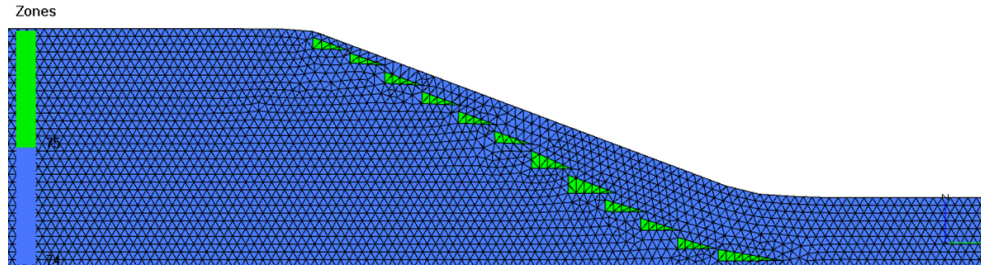


Figure 8.15 – Modélisation de la zone d'arrêt de plis avec en bleu la perméabilité du renfort et en vert des zones de perméabilité 10x plus élevée

La zone en bleu est décrite par la perméabilité du renfort, et la zone verte par une perméabilité égale à 10 fois la perméabilité plane du renfort [143] afin de prendre en compte l'influence des arrêts de plis. La perméabilité plane du renfort a été caractérisée par Hexcel sur un banc d'essai de caractérisation. Les figures 8.16 montrent l'évolution du front d'écoulement dans la zone d'arrêt de pli avec et sans prise en compte des arrêts de plis.

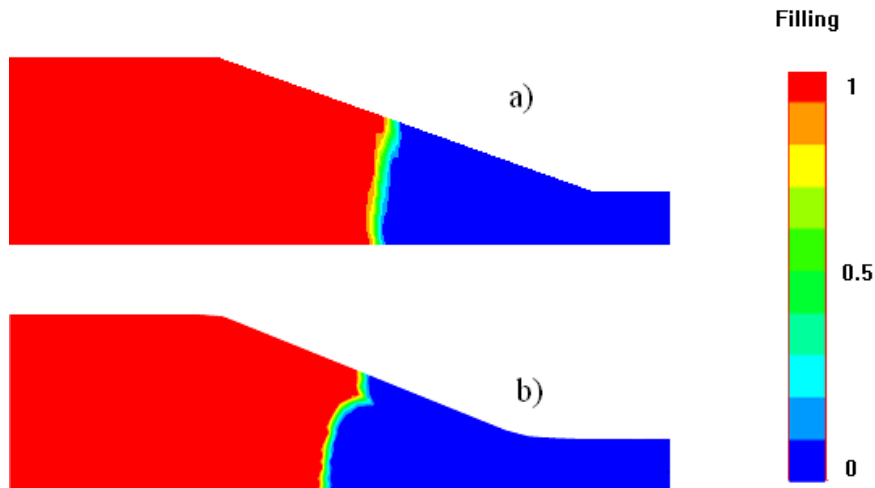


Figure 8.16 – Simulation de l'écoulement dans la zone d'arrêt de plis réalisée par ESI sous Pam RTM, a) sans prise en compte des arrêts de plis, b) avec modélisation des canaux préférentiels

On constate qu'au passage de la zone avec arrêt de plis, la géométrie du front d'écoulement est perturbée très localement. Les zones d'écoulement préférentiel aux arrêts de plis semblent accélérer légèrement le front d'écoulement. Néanmoins on ne constate pas de refermement du

front d'injection qui pourrait être à l'origine d'un emprisonnement de bulles d'air.

Cette étude ne constitue qu'une première approche de l'influence des arrêts de plis sur l'écoulement de la résine en RTM. Pour avoir une meilleure description de cette influence il serait intéressant de réaliser une modélisation 3D du remplissage de cette pièce pour tenir compte de l'écoulement transverse (le long des arrêts de plis) dans les zones préférentielles. Pour des raisons de temps, nous n'avons malheureusement pas pu effectuer cette simulation.

8.4.3 Comparaison expérimentale/numérique du remplissage de la pièce avec saut d'épaisseur

La figure 8.17 présente le suivi de la pression d'injection effectué en entrée de moule ainsi que la réponse des OFS placés dans la préforme. L'injection a lieu à débit constant et pression limite de 3 bars. Lors de la première partie du remplissage de la partie épaisse, le remplissage se fait à débit constant sans dépassement de la pression limite ($t < 450$ s). On constate une élévation progressive de la pression d'injection après le rétrécissement de section de la pièce (OFS2->OFS3) pour atteindre la pression limite d'injection dans la partie de faible épaisseur ($t = 500$ s). Par définition de notre stratégie d'injection, on a donc une réduction significative de la vitesse d'écoulement dans la zone de faible épaisseur. Cette réduction de vitesse peut avoir une conséquence sur la qualité de la pièce. En particulier, une faible vitesse d'écoulement peut favoriser la formation de macro vides [20, 145, 219].

La figure 8.18 montre les résultats issus de la simulation numérique de l'écoulement. Les sondes numériques nommées pos représentent les temps de passage de la résine donnés par Pam RTM aux positions des capteurs. On constate au début de l'injection une augmentation de la pression d'injection due probablement à une sous-estimation de la perméabilité réelle du matériau. Néanmoins cette erreur n'a pas d'influence sur la dynamique de l'écoulement puisqu'on n'atteint pas la pression limite d'injection. Comme on l'a vu expérimentalement, on retrouve une élévation significative de la pression d'injection après le passage du rétrécissement de section (OFS2). Le tableau 8.3 montre les temps de passage expérimentaux et numériques.

Temps d'injection (s)	Expérimental	PAM RTM
t_1	374	370
t_2	454	440
t_3	524	510

Tableau 8.3 – Comparaison des temps de passage de la résine avec Pam RTM : cas avec saut d'épaisseur

Sur la phase de remplissage de cette pièce à saut d'épaisseur, les approches numérique et expérimentale montrent des résultats similaires à l'échelle globale de la pièce. On n'a pas noté d'effet significatif des arrêts de plis sur l'écoulement de la résine à travers la préforme en particulier sur les temps de remplissage avant et après le passage de la zone d'arrêts de plis.

Cependant dans nos approches nous n'avons pas étudié la formation des macro et micro vides qui peuvent se former dans la pièce du fait de la réduction de la vitesse d'écoulement dans la zone de réduction de section de la pièce. Il pourrait être intéressant d'étudier numériquement et expérimentalement la distribution de porosité dans la pièce.

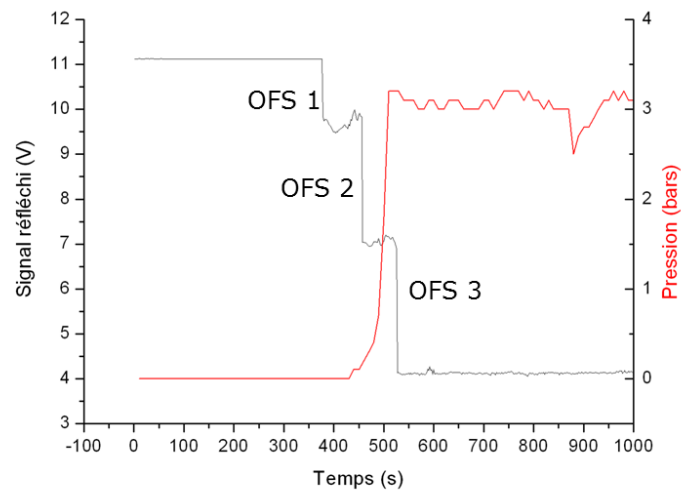


Figure 8.17 – Mesure de la pression d'injection et détection du front par OFS (1=avant saut de pli, 2=après saut de pli et 3=en bout d'épaisseur 4 mm) lors de l'élaboration de la pièce avec saut d'épaisseur (PLV01F)

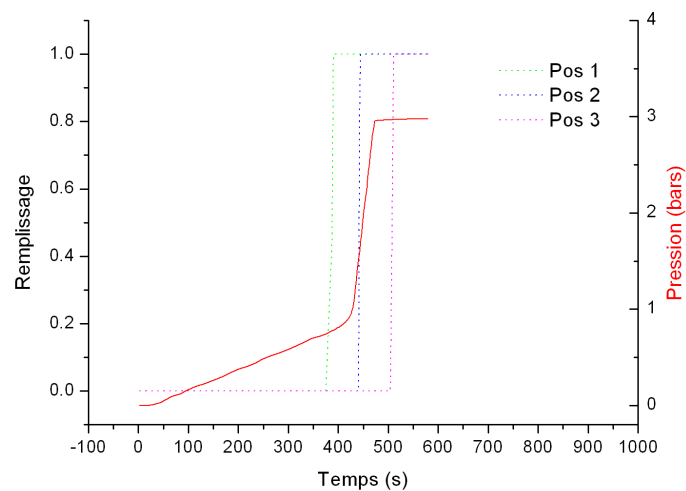


Figure 8.18 – Simulation numérique sous Pam RTM de l'injection de la pièce avec saut d'épaisseur (PLV01F)

8.5 Conclusion

L'instrumentation par OFS a été appliquée à des cas représentatifs de problématique que l'on peut retrouver lors de l'élaboration de pièces complexes. Ces problématiques liées aux phases de remplissage et de cuisson de la pièce nécessitent une maîtrise des paramètres procédés afin de garantir la qualité de la pièce finale. Cette maîtrise requiert une bonne connaissance des phénomènes mis en jeux que l'on peut acquérir à travers une instrumentation par OFS.

Dans le cadre de la réalisation d'un stratifié croisé équilibré, les OFS ont permis de suivre les paramètres physiques de la pièce lors de son élaboration par le procédé RTM en temps réel. La mesure de la température et de l'évolution du degré de cuisson a permis de valider le modèle thermo-cinétique utilisé dans ce projet. De plus le suivi de déformation interne par FBG a permis d'évaluer les contraintes résiduelles en fin d'élaboration. Ce résultat est en accord avec la théorie des plaques stratifiées.

La réalisation d'un panneau d'épaisseur 10 mm a permis de mettre en évidence les phénomènes exothermiques liés à la réticulation de la résine sur la température au centre de la pièce. La mesure au centre de la préforme par thermocouple, et l'approche numérique par le modèle thermo-cinétique convergent vers un résultat très proche. L'instrumentation par FBG n'a pas pu montrer ici d'influence significative des phénomènes de cuisson de la pièce sur le niveau déformation interne au sein de la pièce.

Enfin les OFS ont permis d'étudier l'influence de la stratégie d'arrêt de pli sur l'écoulement de la résine à travers la réalisation d'une pièce avec un saut d'épaisseur en son milieu. Les premiers résultats numériques et expérimentaux n'ont pas montré d'influence significative sur le front d'écoulement dans le cadre de la réalisation de cette pièce.

A travers ces cas nous avons donc démontré toutes les capacités des OFS pour suivre les paramètres procédés (front de fluide, température, degré de cuisson et déformation interne). Ces données sont autant d'informations utiles en temps réel pour le contrôle de chaque phase du procédé d'élaboration de la pièce mais aussi pour l'étude et l'approfondissement de nos connaissances sur les phénomènes physiques qui ont lieu lors du procédé d'élaboration.

Utilisation d'un moule RTM instrumenté

Sommaire

9.1	Introduction	194
9.2	Description des cas expérimentaux	195
9.2.1	Cas faible épaisseur	195
9.2.2	Cas de drapage asymétrique	196
9.3	Evaluation de l'instrumentation de l'outillage	196
9.3.1	Insertion des capteurs dans le moule	196
9.3.2	Suivi de déformation lors du procédé RTM	197
9.3.3	Suivi d'écoulement avec capteurs dans la préforme	199
9.3.4	Suivi d'écoulement avec capteurs dans l'outillage	201
9.4	Les cycles thermiques	202
9.4.1	Champs de température et cuisson du matériau	202
9.4.2	Amélioration du cycle thermique	207
9.5	L'interaction outil/pièce	210
9.5.1	Pièce de faible épaisseur	210
9.5.2	Pièce avec un drapage asymétrique	214
9.6	Conclusion	217

9.1 Introduction

Comme nous l'avons vu précédemment, le milieu aéronautique s'oriente de plus en plus vers la fabrication de pièces de grandes dimensions telles que les sections de fuselage. La définition et la réalisation des outillages associés représentent un coût important dans le cycle développement. L'investigation de l'utilisation d'outillage en matériau composite, pour la fabrication de pièces composites tend à se développer ces dernières années. Les premiers essais [170] ont montré de nombreux avantages, tels qu'un faible coefficient de dilatation thermique (CTE) du matériau (environ $5 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$), une faible masse, mais aussi des gains de coût de mise en œuvre possible. La faible différence de CTE entre la pièce et le moule composite est un point clef dans le développement d'outillage composite, en particulier pour les procédés d'élaboration par autoclave. Il a été montré que l'interaction outil/pièce est un élément qui contribue à la formation de contraintes résiduelles dans le matériau lors du procédé d'élaboration [10, 52, 120, 170, 254]. Ainsi pour minimiser la formation de contraintes résiduelles il est recommandé d'utiliser des outillages avec des CTEs proches de ceux de la pièce. Si l'on compare les coefficients de dilatation thermique de différents matériaux (figure 9.1), on constate que les moules en carbone époxy ont un très faible CTE proche de celui des alliages de nickel (Invar), alors que celui des alliages métalliques (aluminium, acier) est beaucoup plus grand. L'usage de l'Invar est néanmoins limité à quelques applications spécifiques car le coût de cette matière première reste encore élevé. Ainsi cela tend à favoriser le développement de nouveaux outillages en matériaux composites, permettant à terme des gains de productibilité et de rentabilité.

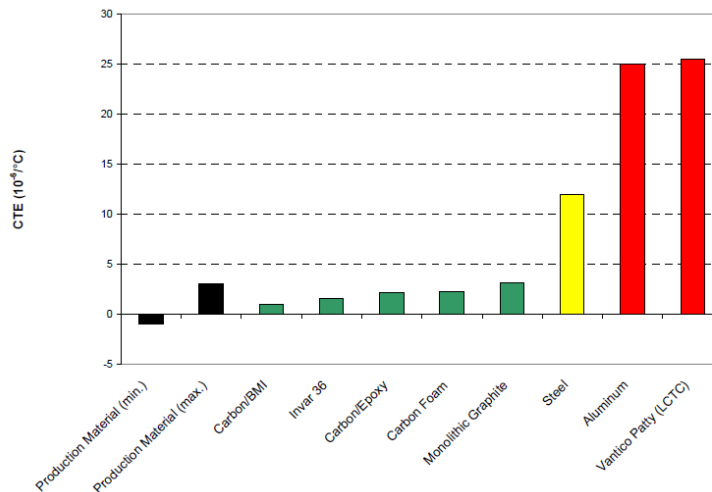


Figure 9.1 – CTE de différents matériaux utilisés pour les outillages [170]

Dans le cadre de ce projet, nous avons donc testé la faisabilité de l'utilisation du matériau HexTool commercialisé par Hexcel pour la fabrication d'un outillage RTM. L'objectif est de tester ce nouvel outillage à travers une étude comparative sur la réalisation de panneaux composites

d'épaisseur constante. Des panneaux avec un drapage asymétrique ont été réalisés avec un moule composite et un moule métallique afin de mettre en évidence l'influence de l'interaction outil/pièce. De plus, une solution d'instrumentation en surface de moule a été développée afin de tester un système de capteur non intrusif pour suivre l'écoulement en surface et les déformations du moule lors du procédé.

9.2 Description des cas expérimentaux

9.2.1 Cas faible épaisseur

Ce cas consiste au suivi de la fabrication d'une pièce d'épaisseur constante de 2 mm, réalisée avec le procédé RTM par une injection frontale. La pièce est composée de 4 plis quasi UD (UD48580) avec la séquence d'empilement suivante $[90,0_2,90]$, et de la résine RTM6. L'instrumentation de la pièce est réalisée dans son plan médian. Une fibre optique avec 3 réseaux de Bragg est insérée le long des fibres de renfort dans la direction 0. La compensation en température est quant à elle réalisée par un micro thermocouple K placé au centre du panneau à proximité de la fibre optique. Trois autres fibres optiques, basées sur le principe de Fresnel, sont insérées au milieu de la pièce, leur extrémité étant arrêtée à trois position distinctes. La figure 9.2 synthétise le schéma de l'instrumentation de cette pièce.

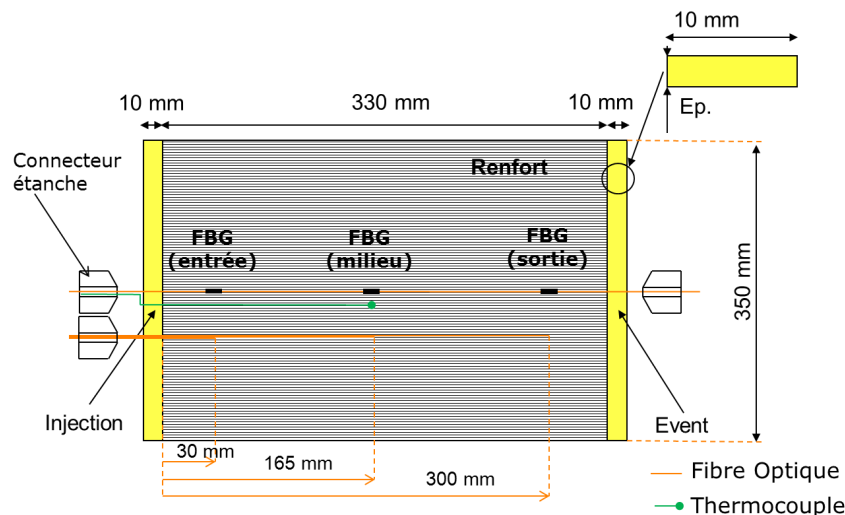


Figure 9.2 – Schéma de l'instrumentation de la pièce d'épaisseur constante 2mm PLP15F,PLP16F

Cette pièce est réalisée avec un outillage aluminium et un outillage composite. Dans le cadre de l'outillage composite en HexTool qui est décrit dans le chapitre 3, une instrumentation par une fibre avec trois réseaux de Bragg est insérée à proximité de la surface en contact avec la pièce. Les capteurs (Bragg et Fresnel) dans la préforme sont placés aux mêmes positions que ceux dans

le moule afin d'effectuer une comparaison des réponses issues de ces capteurs et ainsi de conclure sur l'efficacité de ce type d'instrumentation non intrusif.

9.2.2 Cas de drapage asymétrique

Ce type de pièce est réalisé pour mettre en évidence l'influence des contraintes résiduelles, par l'intermédiaire de la mesure du gauchissement du panneau (figure 9.3). Il s'agit de la réalisation d'un panneau de 2 mm d'épaisseur. La pièce est composée de 4 plis quasi UD (UD48580) avec une séquence d'empilement asymétrique $[90_2,0_2]$, et de la résine RTM6.

Une instrumentation au centre des plis à 0 et 90° de la pièce réalisée avec un outillage composite a été effectuée pour quantifier le niveau de déformation résiduelle « InSitu » en fin d'élaboration. Pour ce faire, un FBG est placé au milieu de chacun des plis à 0 et 90°.

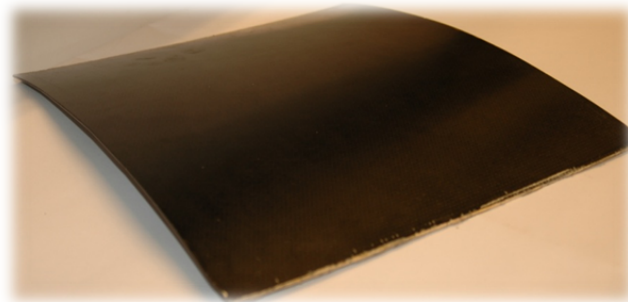


Figure 9.3 – Courbure d'une pièce d'épaisseur 2mm avec un drapage asymétrique PLP17F

9.3 Evaluation de l'instrumentation de l'outillage

9.3.1 Insertion des capteurs dans le moule

Comme nous l'avons vu dans le chapitre 3, la fibre optique avec ses capteurs est placée dans une gorge à fond sphérique de 2 mm de profondeur. Afin d'assurer un bon transfert de charge entre le moule et la fibre optique, nous avons testé avec l'appui d'Hexcel différents produits pour reboucher la gorge. 3 produits de rebouchage ont été testés sur un démonstrateur HexTool (figure 9.4), qui est une plaque de 220 x 170 x 10 mm_3 , avec plusieurs rainures permettant l'insertion de fibres optiques.

Les 3 produits suivant ont été testés :

- Résine BMI M61 avec 20% de charge de carbone ;
- Résine époxy Infusion Coat ;
- Résine époxy ESG-215.



Figure 9.4 – Démonstrateur HexTool : insertion de fibre optique en surface

La première résine est identique à celle du matériau HexTool, chargée avec 20% de fibre de carbone. Ainsi cela permet d'avoir une résine qui a un comportement mécanique le plus proche de celui du matériau HexTool utilisé pour l'outillage. Cela est impératif pour avoir une stabilité dimensionnelle de la gorge une fois rebouchée. L'inconvénient de ce produit réside dans sa difficulté de mise en oeuvre, car il est nécessaire de le manipuler à une température relativement élevée (idéalement 190°C), pour que la viscosité du produit soit assez faible et ainsi permettre le remplissage d'une petite cavité.

Les deux autres produits sont des produits de rebouchage, classiquement utilisés par Hexcel pour faire des retouches sur des outillages en HexTool. Ce sont des résines époxy avec un taux de charge en fibre de carbone de l'ordre de 10%.

Le résultat des essais de mise en oeuvre des fibres optiques sur ce démonstrateur, réalisés par Hexcel a montré que la résine Infusion Coat était celle qui permettait d'avoir un remplissage homogène de la gorge ainsi qu'un bon état de surface, tout en étant facilement manipulable. C'est donc cette résine qui a été retenue pour la réalisation des moules instrumentés en HexTool.

9.3.2 Suivi de déformation lors du procédé RTM

La figure 9.5 représente les variations de déformations mesurées dans le cadre de l'élaboration de la pièce de faible épaisseur avec le moule HexTool. Les déformations du moule sont obtenues par l'intermédiaire du capteur FBG noyé en surface du moule. Les déformations « InSitu » de la pièce sont obtenues à l'aide d'un FBG placé entre deux plis à 0 dans le plan médian de la préforme.

Lors des premières montées en température, les variations de déformation mesurées par le FBG du moule sont proportionnelles aux variations de température à travers le coefficient de dilatation du moule dans le plan ($4,5 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$). On constate que la déformation mesurée dans la préforme suit la même évolution avec un niveau légèrement différent. La chute de déformation mesurée dans le moule et la préforme en fin du palier d'injection ($t_2=220 \text{ min}$) semble correspondre à la montée en pression d'injection de résine (Pression résine = 3 bars). Bien que lors de ces deux phases la fibre optique ne soit pas totalement liée aux fibres de renfort, une partie des déformations d'origine thermique est transmise à la préforme.

Lors de la cuisson du matériau ($t_2 < t < t_3$), la rigidité de la résine augmente et permet un transfert des déformations du matériau à la fibre optique. On observe qu'une majorité des déformations du moule qui ont lieu lors du passage de la température d'injection à la température de cuisson sont transmises à la pièce. Il semble donc y avoir une adhérence entre le moule et la pièce lors de la cuisson. Enfin, lors du refroidissement ($t > t_4$), la réticulation du matériau est terminée, le matériau atteint donc ses propriétés à l'état vitreux. Au fur à mesure de la baisse de température le FBG placé dans la préforme mesure une déformation de compression quasi identique aux dilatations thermiques du moule. Il est difficile de conclure sur l'adhérence entre le moule et la pièce car ils ont un coefficient de dilatation thermique très proche à savoir $3,4 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$ pour la pièce et $4,5 \mu\epsilon/^\circ\text{C}$ pour le moule. Néanmoins dans l'hypothèse où il y a adhérence entre le moule et la pièce, la contrainte de cisaillement induite à l'interface pièce/moule est très faible, car celle-ci est principalement dominée par la différence de coefficient de dilatation thermique du couple moule/pièce.

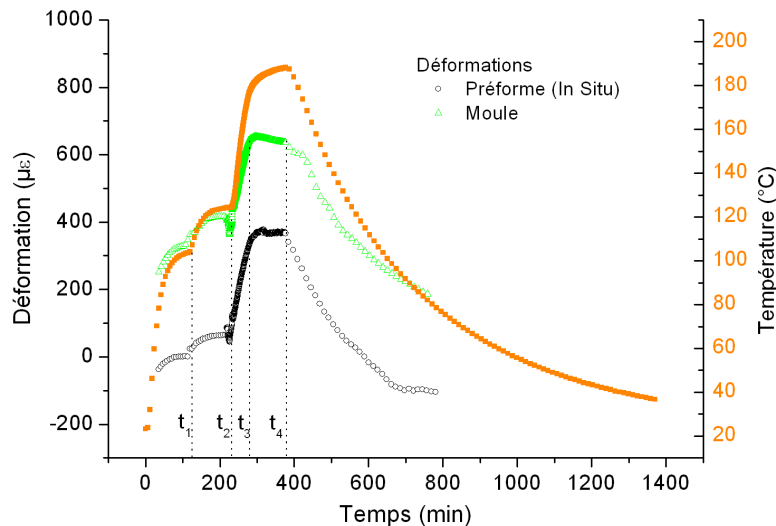


Figure 9.5 – Comparaison des déformations du moule avec les déformations mesurées dans la préforme [PLP16F]

9.3.3 Suivi d'écoulement avec capteurs dans la préforme

L'efficacité de l'instrumentation par FBGs de la préforme pour le suivi de l'écoulement a été évaluée à travers une étude comparative avec les réponses des capteurs de Fresnel. La figure 9.6 présente les réponses des OFS placés dans la préforme, lors de la phase de remplissage du panneau de faible épaisseur. Tout comme on l'a vu dans le chapitre 7, on constate qu'au passage de la résine au niveau des capteurs de Fresnel, on a une chute significative du signal optique liée au changement d'indice de réfraction du milieu ambiant. De plus la comparaison des temps de passage ainsi obtenus avec la simulation numérique de l'écoulement sous Pam RTM, montre une bonne similitude. Les résultats sont très proches et cohérents avec un remplissage de la pièce à débit constant. C'est à dire une évolution linéaire des temps de passage aux trois points de mesure (entrée, milieu et sortie de préforme).

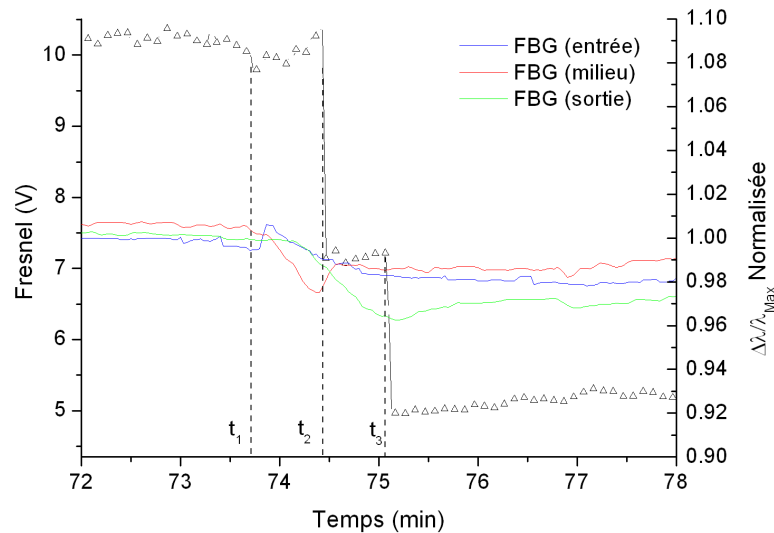


Figure 9.6 – Comparaison des réponses des FBGs insérés dans la préforme avec celles issues des capteurs de Fresnel lors de la phase d'injection PLP15F

L'analyse des réponses des réseaux de Bragg placés dans la préforme montre une variation de longueur d'onde au passage du front de fluide (jusqu'à 100 pm). On peut trouver deux origines à cette variation de longueur d'onde. La première source peut être une variation de température, due à une différence de température entre la préforme et la résine. En effet les FBGs étant très sensibles à la température, ils sont capables de mesurer une variation de température de l'ordre de 0,1°C. Néanmoins dans ce cas l'effet de la température ne peut expliquer à lui seul une aussi grande variation de longueur d'onde, car cela supposerait une variation de température de l'ordre de 10°C. Or la mesure de température par thermocouple effectuée au même point ne montre aucune évolution de température sur le palier d'injection. La seconde source de cette variation de

longueur d'onde peut être une modification du champ de déformation autour de la fibre optique. Cela peut s'expliquer par un réarrangement des fibres de renforts autour de la fibre optique au passage du front de fluide.

C'est vraisemblablement, la somme de ces deux origines qui permet de détecter le passage du front de résine. En prenant comme référence l'extrémum local sur les courbes de variation de longueur d'onde, on trouve des temps de passage du front de résine proche de ceux mesurés par les capteurs de Fresnel. Ceci est tout à fait remarquable compte tenu, notamment, de l'incertitude de positionnement des FBGs au sein de la préforme. En effet, les FBGs sont sensibles sur toute la longueur du réseau, alors que les capteurs de Fresnel sont sensibles uniquement à l'interface clivée. Il est donc plus difficile de positionner avec précision un FBG.

Temps de passage (min)	Simulation PAM RTM	Fresnel	FBG préforme
t_1	73,7	73,7	73,8
t_2	74,4	74,4	74,4
t_3	75,1	75,0	75,2

Tableau 9.1 – Temps de passage de la résine cas PLP15F

Le tableau 9.1 synthétise les résultats liés aux mesures et à la simulation des temps de passages. On constate qu'en dépit de l'incertitude de positionnement des FBGs, ces capteurs peuvent fournir en plus des autres mesures physiques, une information cohérente sur la détection de résine.

9.3.4 Suivi d'écoulement avec capteurs dans l'outillage

L'efficacité de l'instrumentation intégrée en surface de moule a été évaluée avec le prototype de moule RTM en HexTool. L'efficacité est ici évaluée en comparant la réponse des capteurs en surface avec les réponses des capteurs de Fresnel implantés dans la préforme. La figure 9.7 présente les résultats liés au suivi de la phase d'injection d'un panneau de faible épaisseur. Ce panneau a été réalisé avec les mêmes paramètres d'injection que précédemment excepté que cette pièce a été élaborée avec un outillage en matériaux composites.

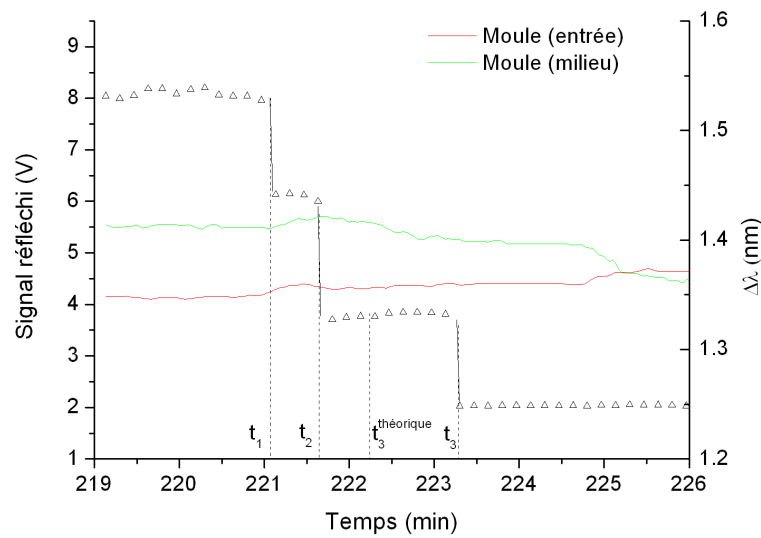


Figure 9.7 – Comparaison des réponses des FBGs insérés dans le moule avec celles issues des capteurs de Fresnel lors de la phase d'injection [PLP16F]

Comme précédemment on distingue très nettement la chute de signal optique liée au passage de la résine proche des interfaces des capteurs à fibre optique en bout. On constate distinctement une non linéarité des temps d'injections relevés aux trois positions dans la préforme (entrée, milieu et sortie). Cela peut s'expliquer par un problème d'injection, en particulier lié aux phénomènes de *racetracking* sur les bords du panneau. En effet un écoulement préférentiel de la résine sur les bords peut expliquer un passage du front de résine en retard (par comparaison au cas précédent) sur le point de mesure en sortie de la préforme. Cette hypothèse est confortée par la visualisation de la résine à l'évent prématurément aux alentours du temps $t_3^{théorique}$ donné par Pam RTM. Par conséquent on note une augmentation du temps d'injection vu par l'opérateur qui est ici de 2 min 52, alors que dans le cas précédent il était de 2 min 20. Ainsi afin d'éviter la présence d'une zone sèche, le cycle d'injection a été prolongé dans le but d'éliminer totalement la poche d'air, notamment en augmentant la pression d'injection. L'injection a été poursuivie jusqu'à visualiser la chute du signal optique au point en sortie de préforme. Ce cas est donc un très bon

exemple d'application de la pertinence de l'information obtenue par OFS et de son utilisation pour garantir la qualité de la pièce produite.

Concernant la réponse des FBGs, on ne constate aucune variation significative du signal lors de la phase d'injection. La fibre optique étant insérée dans une gorge du moule composite, la sensibilité aux phénomènes thermiques et de réarrangement de fibres est beaucoup moins marquée, que dans le cadre des capteurs insérés dans la préforme. La solution de rebouchage utilisée semble isoler les capteurs des phénomènes qui ont lieu dans la préforme et en surface du moule. Ainsi la solution d'instrumentation par FBG en surface de moule ne semble pas être en mesure de donner d'information sur l'écoulement de la résine dans le moule.

9.4 Les cycles thermiques

Lors de l'élaboration de matériaux composites, le cycle thermique joue un rôle très important aussi bien pour l'imprégnation des renforts que pour la cuisson du matériau. Il est donc capital de pouvoir imposer et maîtriser le cycle thermique recommandé par le fournisseur de la résine. Dans le cadre du procédé RTM l'outillage gouverne en grande partie les échanges thermiques, le flux de chaleur étant majoritairement transmis par conduction à travers l'épaisseur du moule. L'utilisation d'un nouveau matériau (HexTool) pour la réalisation d'un outillage RTM nécessite donc de s'assurer de la faisabilité de la mise en place des cycles thermiques nécessaires à la cuisson de la pièce. Il est notamment impératif d'assurer un champ de température uniforme en surface de moule ainsi que des constantes de temps compatibles avec les cycles de réticulation. Afin d'étudier la réponse thermique des moules RTM de ce projet, nous avons utilisé le sous modèle thermo-chimique en 2D présenté dans le chapitre 5. L'étude numérique est corrélée à des mesures de température effectuées sur les outillages lors d'un cycle RTM.

9.4.1 Champs de température et cuisson du matériau

Le sous modèle thermo chimique est appliqué au cas de l'élaboration d'une pièce composite plane en carbone/époxy d'épaisseur 4 mm et de dimensions 350 x 350 mm². Compte tenu des conditions de symétrie du problème, l'étude est réduite à la moitié du moule et de la pièce, comme cela a été décrit dans le chapitre 5. L'épaisseur du moule est de 28 mm. Le cycle thermique utilisé dans cette étude est appliqué sur la surface supérieure du moule. Pour rappel le cycle est composé de trois paliers de température, 100°C, 120°C et 180°C avec une vitesse de montée en température de 3°C/min. La figure 9.8 montre l'emplacement des sondes de température en surface de préforme utilisées pour le relevé de température expérimentale lors du procédé RTM. Les sondes de température (thermocouple type K) sont placées en surface de moule à l'entrée de la préforme (TC Bord) et au centre de la préforme (TC Centre). La comparaison de ces données est réalisée avec les résultats issus des simulations numériques pour un outillage aluminium et en HexTool.

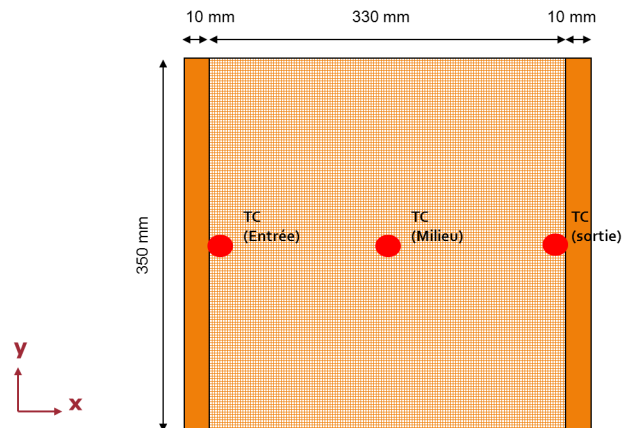
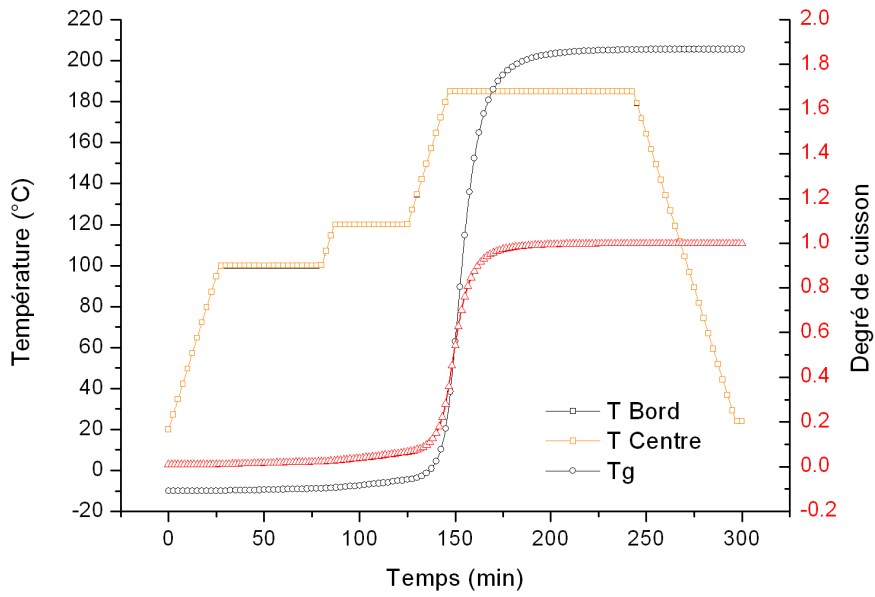


Figure 9.8 – Schéma d’implantation des capteurs de température en surface du moule pour la caractérisation du comportement thermique

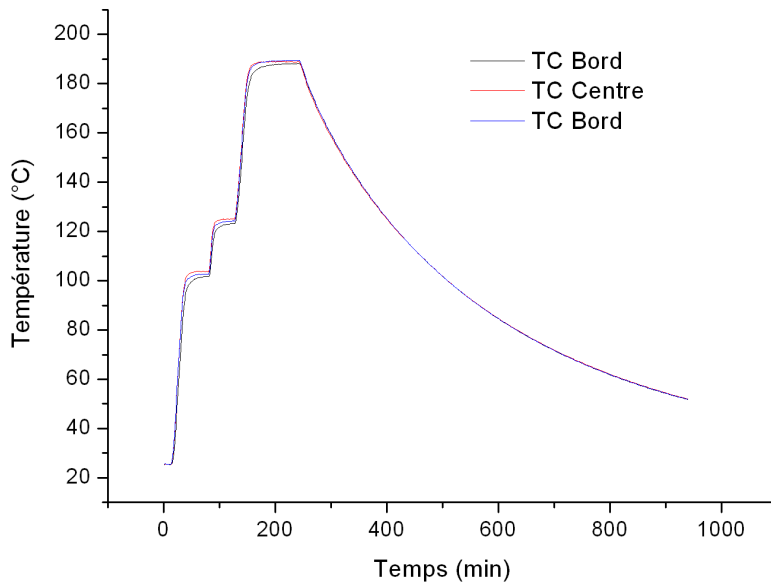
- Moule Aluminium

La figure 9.9(a) montre l’évolution de la température au bord et au centre de la préforme issue de la simulation numérique. Pour un outillage aluminium, on constate que la température en surface de moule suit les rampes de consigne de montée en température avec une vitesse identique. Concernant les paliers en température, on constate que les paliers sont atteints rapidement, avec un champ de température uniforme dans la pièce. De plus, la simulation numérique du cycle thermique permet d’accéder aux grandeurs caractérisant l’état physique de la pièce. On constate notamment que la résine passe à l’état vitreux en fin de réticulation ($t=170$ min), ainsi les éventuelles contraintes internes d’origine thermique et chimique sont très réduites sur le palier de cuisson, car elles sont générées majoritairement à l’état caoutchoutique, c’est à dire pendant les 20 premières minutes du palier de cuisson.

Ces évolutions de température sont confirmées par des mesures expérimentales effectuées lors du procédé RTM. Tout comme le montre la simulation numérique, on constate une bonne homogénéité en température sur les paliers ($\Delta T < 2^\circ\text{C}$).



(a)



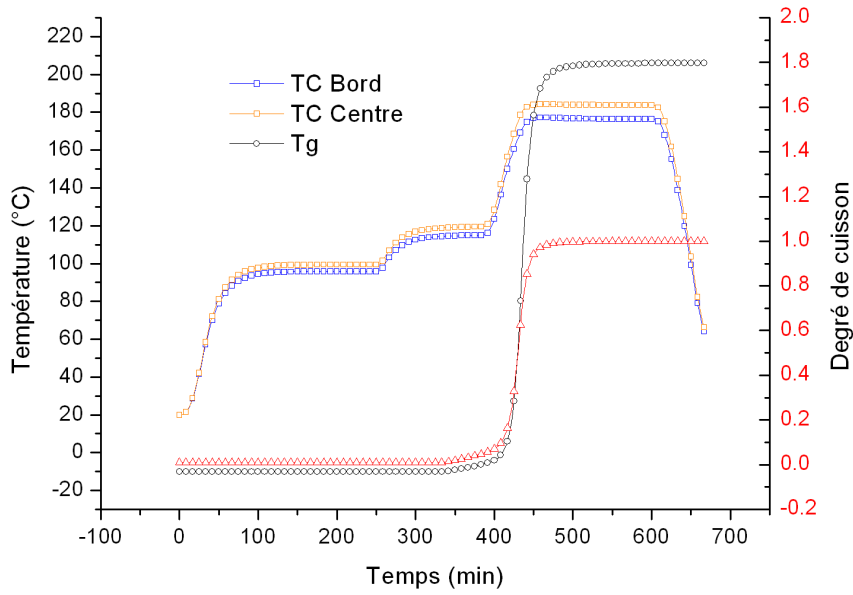
(b)

Figure 9.9 – Cycle thermique RTM avec un outillage en Aluminium : (a) Simulation numérique avec sub modèle thermo-chimique ; (b) Mesures Expérimentales

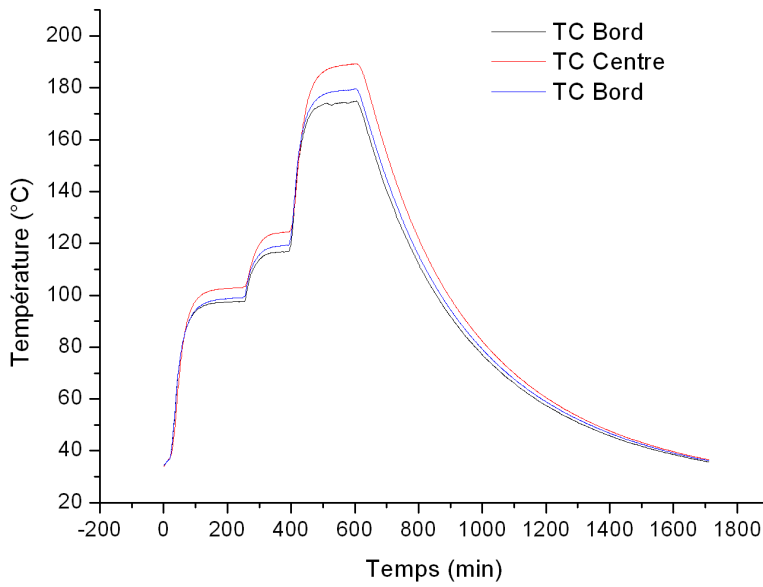
- Moule Composite

La figure 9.10 montre les évolutions de température obtenues dans le cadre de l'élaboration d'une pièce composite avec un outillage en HexTool. En comparaison avec les résultats obtenus précédemment on constate premièrement que pour le même cycle de température, la réponse thermique de cet outillage est plus lente, en raison d'une faible conductivité thermique dans l'épaisseur. En effet dans le cadre d'un matériau composite le coefficient de conduction thermique dans la direction de l'épaisseur est dominé par les caractéristiques de la résine. Ainsi la conductivité thermique hors plan pour le matériau HexTool est très faible, de l'ordre de $0,47 \text{ W/m.K}$, comparée à la conductivité thermique de l'Aluminium de l'ordre de 160 W/m.K . Par conséquent, l'utilisation d'un mode de chauffage par conduction de la chaleur à travers l'épaisseur de l'outillage conduit à des vitesses de montée en température faibles.

De plus on constate expérimentalement une non homogénéité en température sur chaque palier de température. On a mesuré un écart maximal de 9°C entre le centre et le bord de la pièce. Cette différence est liée à la sensibilité du matériau HexTool aux phénomènes de convection qui ont lieu sur les bords du moule. En effet ce matériau a une conductivité thermique 10 fois plus élevée dans le plan ($4,7 \text{ W/m.K}$) due aux fibres de carbone, que dans l'épaisseur. Ainsi les flux de chaleur perdus par convection créent un gradient thermique dans le plan de la pièce qu'il est très difficile de compenser par le flux de chaleur de chauffe hors plan. De par ces échanges thermiques, la dynamique thermique du moule ne permet pas d'assurer un chauffage homogène de la pièce. Ainsi afin d'assurer une chauffe homogène dans le cadre de notre démonstrateur, les phénomènes de convection ont été limités en isolant thermiquement les bords du moule avec de la laine de roche. Cette solution nous a permis d'assurer un champ de température homogène dans la pièce, et ainsi d'assurer l'injection et la cuisson de la pièce. Les mesures expérimentales ont montré une homogénéité en température de l'ordre de 2°C sur le palier de cuisson après ces modifications. Concernant la cuisson de la pièce, les simulations numériques ne montrent pas d'incidence majeure sur la cinétique de réticulation. Malgré des temps de montée en température plus élevés qu'avec un outillage aluminium, la vitrification a toujours lieu sur le palier de cuisson ($t=450 \text{ min}$). Ainsi tout comme avec un outillage aluminium, les contraintes internes, lors de la phase de cuisson, se limitent aux contraintes liées au retrait chimique de la résine. On rappelle que cela est uniquement valable dans l'hypothèse d'un champ de température uniforme. Si tel n'était pas le cas, on pourrait avoir des contraintes liées à une hétérogénéité de propriétés thermo-physico-chimique.



(a)



(b)

Figure 9.10 – Cycle thermique RTM avec un outillage en HexTool : (a) Simulation numérique avec sub modèle thermo-chimique ; (b) Mesures Expérimentales

9.4.2 Amélioration du cycle thermique

Fort de l'expérience acquise sur l'utilisation du matériau HexTool à travers le prototype développé dans cette thèse, nous avons essayé de mettre en place des recommandations et des solutions technologiques permettant de mettre en oeuvre un outillage RTM avec le matériau HexTool en milieu industriel.

Comme nous l'avons vu, l'utilisation d'un outillage HexTool requiert de limiter les effets des phénomènes de convection afin de garantir l'homogénéité en température lors des paliers d'injection et de cuisson. De plus les caractéristiques thermiques du matériau révèlent que la conductivité thermique hors plan est très faible devant celle dans le plan. Ainsi l'utilisation d'un chauffage par conduction à travers l'épaisseur du moule a pour conséquence des temps de montée en température relativement longs comparés à un outillage aluminium.

Pour remédier à ces contraintes, nous avons proposé une solution permettant d'exploiter les caractéristiques du matériau HexTool, en particulier la conductivité thermique dans le plan du matériau. Nous avons donc testé l'utilisation d'une enveloppe métallique par l'intermédiaire d'une approche numérique. L'enveloppe a pour unique fonction de redistribuer le champ de température, afin de permettre un chauffage mixte du moule. C'est à dire un chauffage par conduction à travers l'épaisseur du moule et sur les côtés du moule. On espère ainsi limiter les pertes de chaleur par convection sur les bords et d'améliorer le rendement thermique de l'outillage. Nous avons donc évalué cette solution numériquement par l'intermédiaire du sous-modèle thermo chimique. La figure 9.11 décrit le modèle géométrique utilisé pour la simulation numérique avec notamment l'enveloppe métallique autour de l'outillage.

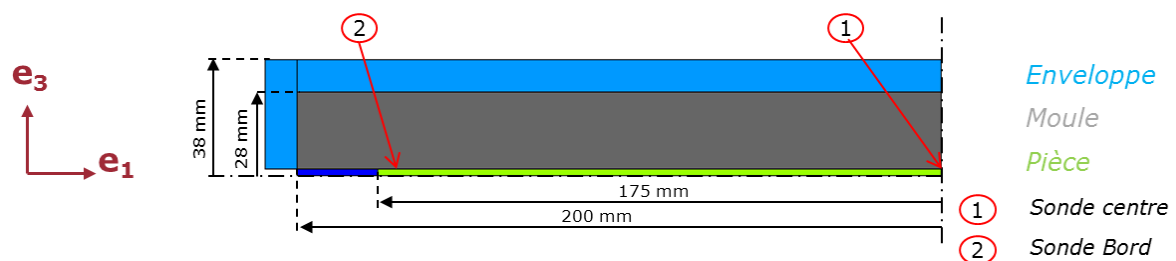


Figure 9.11 – Modèle géométrique d'un outillage avec une enveloppe métallique (demi partie supérieure)

Les résultats (figure 9.12(b)) montrent qu'avec cette solution les différents paliers de température sont atteints avec une bonne homogénéité en température. La simulation montre que le champ de température à l'intérieur de la pièce est quasi uniforme ($\Delta T < 2^\circ\text{C}$ sur les paliers), ce qui est inférieur aux spécifications exigées dans les cahiers des charges de nos partenaires industriels.

De plus, la comparaison des cycles thermique numériques avec et sans modification de l'outillage HexTool montre que la solution permet un gain en temps de cycle. Pour évaluer ce gain, nous avons exploité la première phase de montée en température (passage de 20°C à 100°C), en

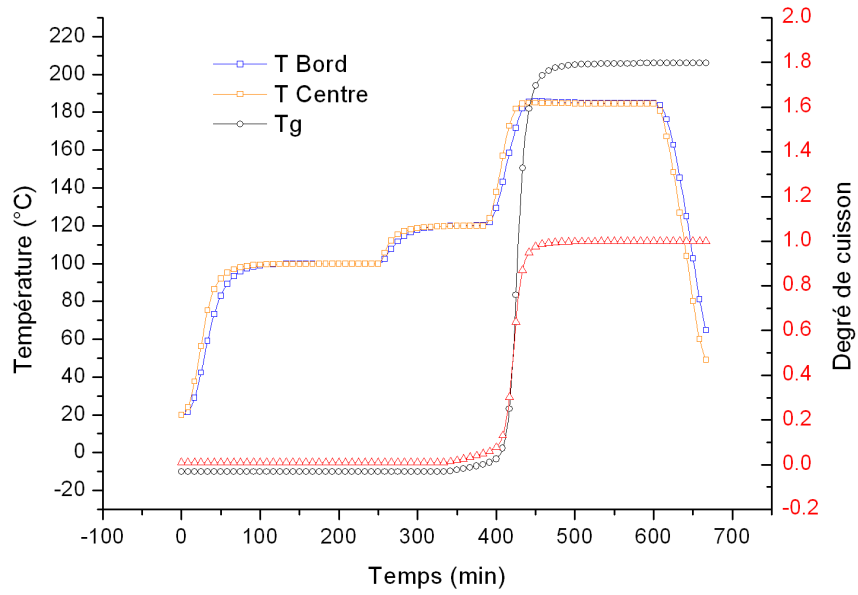
comparant le temps caractéristique t_{50} qui est le temps nécessaire pour atteindre 50% de la consigne. Le tableau 9.2 expose les temps relevés à partir des courbes de la figure 9.12(b).

Outillage HexTool	Avec Env.	Sans Env.	Gain
t_{50}	23 min	30 min	23%

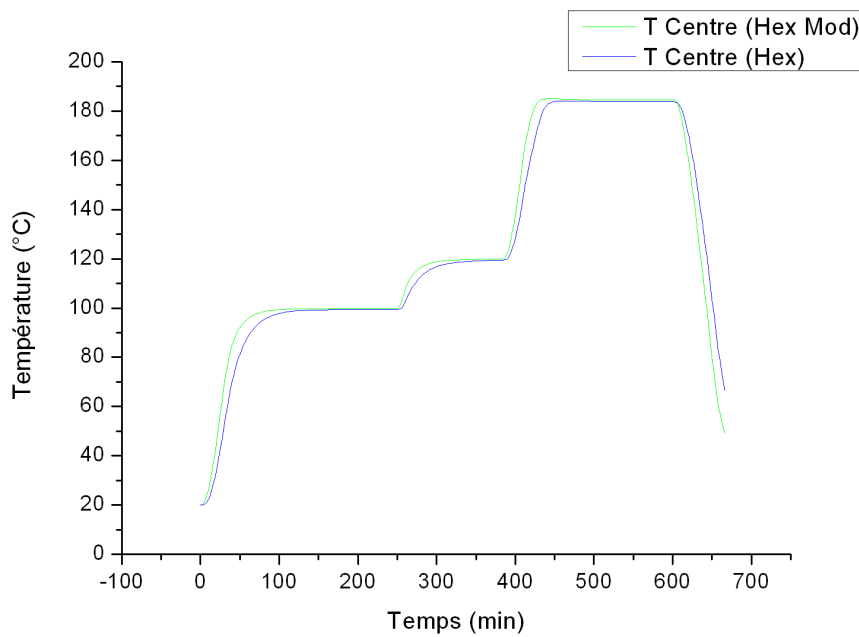
Tableau 9.2 – Constantes de temps pour un outillage en HexTool avec et sans Enveloppe

On constate que la solution d'un outillage en HexTool avec une enveloppe métallique permet de réaliser des gains de temps de l'ordre de 23% sur les phases de montée en température.

Bien entendu l'épaisseur de l'outillage joue aussi un rôle important dans les transferts thermique à travers l'outillage. L'utilisation d'un outillage avec une plus faible épaisseur aura tendance à améliorer les temps de montée. Dans cette étude, nous avons volontairement utilisé des outillages aluminium et composite de mêmes dimensions afin de faire une comparaison de l'influence des propriétés de l'outillage sur les paramètres procédés et la qualité de la pièce élaborée. Ainsi nous n'avons pas cherché à minimiser l'épaisseur du moule. Néanmoins la solution d'une enveloppe métallique et de minimisation de l'épaisseur ont été repris pour la conception de l'outillage du démonstrateur de SKF Aerospace dans le projet LCM Smart.



(a)



(b)

Figure 9.12 – Simulation numérique du cycle thermique RTM avec un outillage en HexTool amélioré : (a) Simulation sous modèle thermo-chimique ; (b) Comparaison de la réponse thermique avec et sans enveloppe métallique

9.5 L'interaction outil/pièce

Le but de cette section est d'étudier l'effet de l'utilisation d'un outillage RTM en HexTool sur la formation de contraintes résiduelles due à l'interaction outil/pièce lors de la phase de refroidissement. Pour ce faire nous avons étudié deux cas, dont les pièces ont été réalisées avec un outillage aluminium et composite. Le premier cas est la fabrication d'une pièce de faible épaisseur pour s'affranchir des éventuels phénomènes exothermiques et gradients thermiques. Le second cas est la fabrication d'une pièce avec un drapage asymétrique pour mettre en évidence l'effet des contraintes résiduelles à travers la mesure d'un défaut géométrique résultant (gauchissement du panneau). Ces cas sont étudiés à travers une approche expérimentale, par le suivi de déformation par OFS, et numériquement avec la CLPT, afin d'évaluer le niveau de contrainte résiduelle dans le matériau en fin de refroidissement.

9.5.1 Pièce de faible épaisseur

La figure 9.13 présente les déformations mesurées par FBG au centre de la préforme dans le cadre de l'élaboration de la pièce de faible épaisseur avec un outillage aluminium (figure 9.13(a)) et composite (figure 9.13(b)). La température est mesurée par thermocouple au centre de la pièce. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 7, une partie des déformations du moule d'origine thermique antérieures à la phase de cuisson est transférée dans le matériau. On constate pour un outillage en aluminium le niveau de déformation est plus important que pour un outillage composite. Cette information n'est que qualitative car l'interface fibre optique matériau n'est pas clairement définie lors de ces phases de préformage et d'injection, en l'absence au moins partielle de résine.

Par contre à la fin de la cuisson et lors du refroidissement, la résine est totalement réticulée (état vitreux), ce qui permet un transfert de charge quasi parfait entre le matériau et la fibre optique. Par conséquent les FBGs placés dans les préformes permettent de mesurer les déformations du matériau lors du refroidissement. Lors de cette phase on observe deux comportements bien distincts entre le moule aluminium et le moule composite. Comme nous l'avons vu précédemment (cf. chapitre 7) dans le cadre de la réalisation des pièces de ce pilote de laboratoire avec un outillage aluminium dont le CTE est de $24,610^{-6}\epsilon/^\circ\text{C}$, on a une adhésion entre le moule et la pièce au début de la phase de refroidissement. Cette adhésion a pour conséquence une augmentation du niveau de déformation dans le matériau. Avec l'outillage en HexTool, l'interaction outil/pièce, et notamment le glissement à l'interface, est réduit car le CTE de l'outillage ($4,510^{-6}\epsilon/^\circ\text{C}$) et de la pièce sont très proches.

Le niveau de déformation résiduelle en fin de réalisation a été évalué par l'intermédiaire des FBGs placés dans les préformes, dans le cas de la réalisation de la pièce de faible épaisseur avec l'outillage aluminium et composite. Dans les deux cas, les spectres relevés n'ont pas permis d'utiliser le modèle photomécanique présenté dans le chapitre 4. En effet bien que l'on ait constaté un élargissement du pic en fin de refroidissement, il n'a pas été possible de distinguer très nettement le dédoublement du pic. Cette difficulté provient vraisemblablement du choix des FBGs utilisés

dans cette étude. On utilise ici des FBGs qui ont des réponses spectrales facilement détectables, c'est à dire des spectres ayant une grande réflectivité mais avec bande spectrale à mi-hauteur relativement large (300 pm) par rapport à l'éventuel élargissement causé par les phénomènes de biréfringences. Par conséquent il est très difficile de mesurer une différence de longueur d'onde inférieure à 300 pm. Pour évaluer les déformations résiduelles dans le matériau, nous avons exploité la variation de longueur d'onde sous l'hypothèse d'uniaxialité des déformations des FBGs (cf. Chapitre 4). Nous en avons déduit les déformations se développant dans l'axe des fibres lors du refroidissement. La comparaison des résultats obtenus avec l'outillage aluminium et composite peut permettre d'établir une tendance. Ainsi d'après la figure 9.13 on peut donc évaluer le niveau de déformation formé dans le matériau entre la fin de la cuisson (état vitreux) et la fin du refroidissement ($T \approx 70^\circ\text{C}$).

Le tableau 9.3 synthétise les déformations obtenues lors de la phase de refroidissement de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage en aluminium et composite.

Déformations résiduelles ($\mu\epsilon$)	Outillage	
	Aluminium	HexTool
ϵ_1	-1200	-600

Tableau 9.3 – Comparaison des déformations résiduelles pour des pièces de faible épaisseurs fabriqués avec un moule aluminium et composite

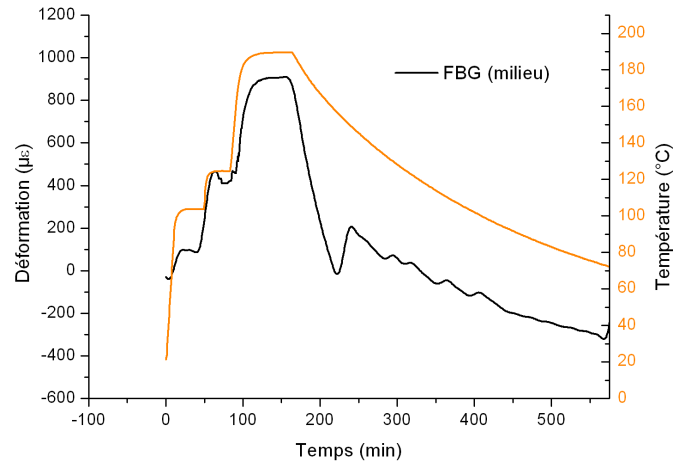
On constate donc que l'utilisation d'un outillage aluminium tend à augmenter le niveau de déformation résiduelle dans le matériau comparé à un moule en HexTool. Cela signifie que la réalisation de pièces avec un outillage en HexTool peut permettre de réduire les contraintes résiduelles dans le matériau, car l'interaction a un impact direct sur la formation de ces contraintes. Les figures 9.14 et 9.15 montrent respectivement les évolutions de déformation interne mesurées lors de la fabrication d'un panneau de faible épaisseur avec un outillage aluminium et HexTool. Pour ce cas de faible épaisseur, l'outillage semble contraindre partiellement la préforme dès les premières phases de montée en température liées au préformage et à la cuisson du matériau. Néanmoins comme on l'a vu dans les cas précédent, on ne peut déterminer les déformations internes de manière certaine qu'à partir de la fin de la phase de cuisson où la résine est à l'état vitreux.

On constate donc que la variation de déformation interne lors de la phase de refroidissement est plus importante avec un outillage aluminium. De plus avec cet outillage on a une adhésion lors du début de la phase de refroidissement qui accroît le niveau de contrainte dans le matériau. La combinaison de ces deux effets peut expliquer une élévation du niveau de déformation résiduelle en fin de phase de refroidissement.

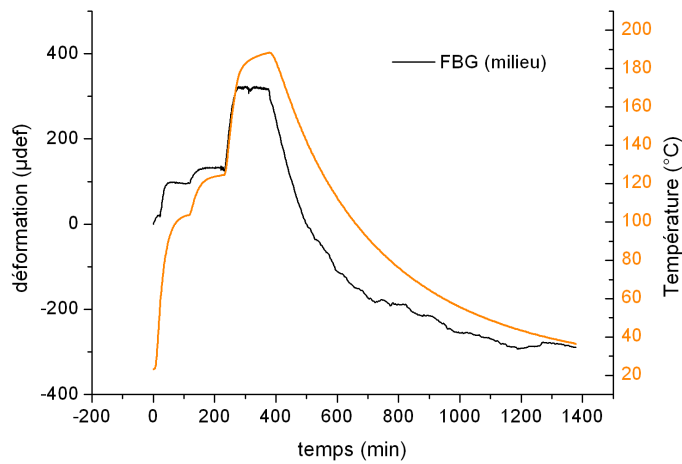
Avec l'outillage en HexTool, on constate une variation de déformation interne plus faible tout au long des phases du procédé. Lors du refroidissement, à l'inverse de la courbe de déformation interne obtenue avec l'outillage aluminium, l'interaction outil/pièce semble quasi nulle, car on retrouve le comportement thermique du matériau à l'état libre. Ainsi ces mesures montrent que

l'interaction outil/pièce joue un rôle dans la formation de contraintes résiduelles sur la phase de refroidissement.

Nous n'avons pas pu vérifier ce résultat expérimental par la simulation numérique, car dans le modèle utilisé dans cette thèse on ne prend pas en compte l'interaction outil/pièce. Pour mettre en évidence l'influence de cette source de contraintes résiduelles, nous avons donc réalisé la même étude sur des pièces avec un drapage asymétrique.



(a)



(b)

Figure 9.13 – Mesures des déformations internes lors du procédé RTM (a) Cas avec un outillage aluminium (PLP15F); (b) Cas avec un outillage en matériaux composites (PLP16F).

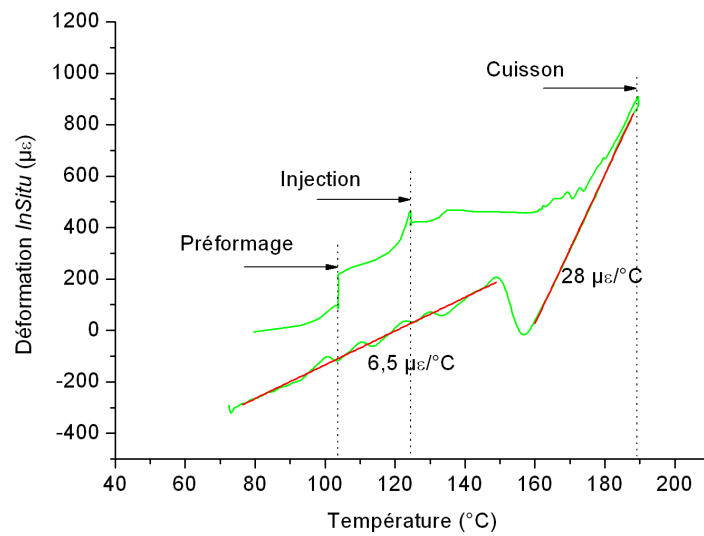


Figure 9.14 – Suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage Aluminium

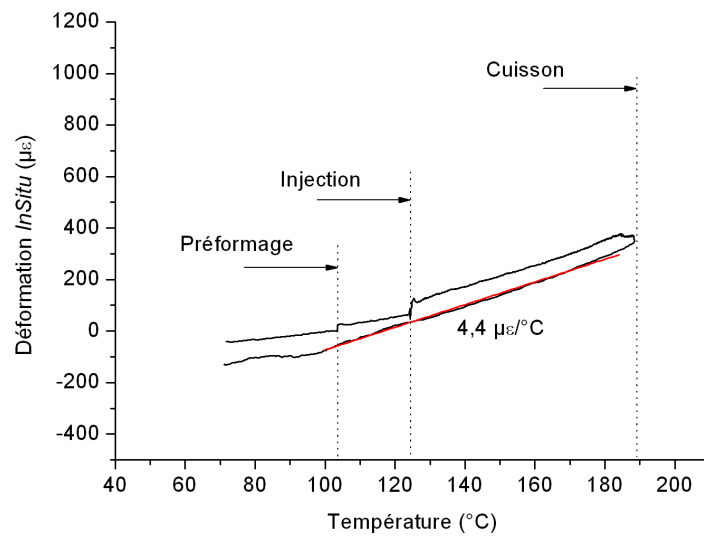


Figure 9.15 – Suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage HexTool

9.5.2 Pièce avec un drapage asymétrique

Deux pièces avec le drapage asymétrique suivant $[0_2/90_2]$ ont été réalisées dans les mêmes conditions d'élaboration, l'une avec un outillage aluminium et l'autre avec un outillage composite. Pour évaluer l'éventuelle influence de l'outillage sur la formation de contraintes résiduelles dans la pièce, la courbure obtenue en fin d'élaboration est comparée. La courbure mesurée expérimentalement est comparée à la courbure théorique obtenue par une analyse thermo-mécanique à travers l'application de la théorie des plaques stratifiées.

9.5.2.1 Analyse thermo-mécanique

Comme nous l'avons vu dans le chapitre 5 il est possible de prédire les contraintes résiduelles présentes dans la pièce. Nous avons donc appliqué cette procédure pour déterminer les contraintes résiduelles d'origines thermiques ($\Delta T = -160^\circ\text{C}$) et la courbure associée de la pièce avec un drapage asymétrique. La figure 9.16 représente la pièce rectangulaire avec sa courbure.

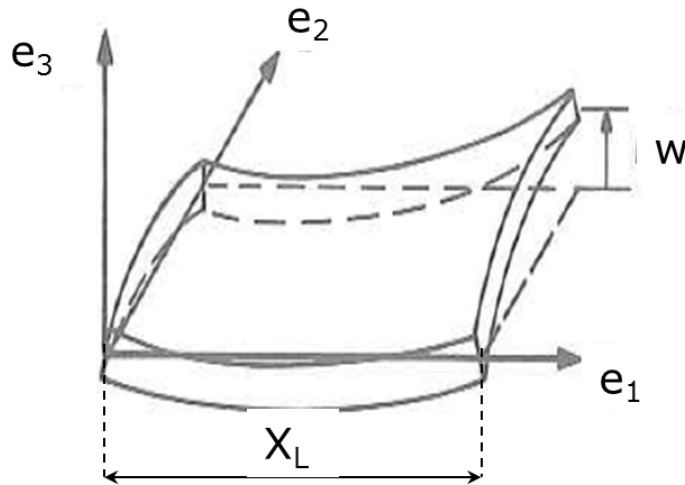


Figure 9.16 – Schéma étude thermo mécanique d'une pièce avec un drapage asymétrique [251]

Les contraintes d'origines thermiques s'écrivent donc sous la forme suivante :

$$N_1^{TH} = N_2^{TH} = \frac{h}{2} (Q_{xx} + Q_{xy}) CTE_x \Delta T + \frac{h}{2} (Q_{yy} + Q_{xy}) CTE_y \Delta T \quad (9.1)$$

avec ΔT la différence de température lors du refroidissement de la pièce, Q_{xx} Q_{yy} Q_{xy} les propriétés du pli et h l'épaisseur de la pièce.

Similairement on a les moments d'origines thermiques qui s'écrivent en fonction des déformations de membrane du pli sous la forme suivante :

$$M_1^{TH} = -M_2^{TH} = \frac{h^2}{8} (Q_{xx} - Q_{xy}) CTE_x \Delta T + \frac{h^2}{8} (Q_{yy} - Q_{xy}) CTE_y \Delta T \quad (9.2)$$

L'équilibre thermo-mécanique à l'échelle du stratifié s'exprime par la relation suivante :

$$\begin{aligned} N_1^{TH} &= (A_{11} + A_{12}) \varepsilon_1^{nonmech} + B_{11} \kappa_1 \\ M_1^{TH} &= (D_{11} + D_{12}) \kappa_1 + B_{11} \varepsilon_1^{nonmech} \end{aligned} \quad (9.3)$$

avec κ_1 la courbure dans la direction 1 et $\varepsilon_1^{nonmech}$ la déformation de membrane dans cette même direction.

Ainsi en résolvant le système 9.3, il est possible de déterminer la courbure de la pièce à partir des contraintes et des moments. La courbure est donc donnée par :

$$\kappa_1 = \frac{24}{hQ} (Q_{xx}Q_{yy} - Q_{xy}^2) (CTE_x - CTE_y) \Delta T \quad (9.4)$$

La déformation moyenne de membrane est donnée par :

$$\begin{aligned} \varepsilon_1^{nonmech} &= \frac{1}{Q} (Q_{xx}^2 + 7Q_{xx}Q_{yy} - Q_{xx}Q_{xy} + Q_{yy}Q_{xy} - 8Q_{xy}^2) CTE_x \Delta T \\ &+ \frac{1}{Q} (Q_{yy}^2 + 7Q_{xx}Q_{yy} - Q_{yy}Q_{xy} + Q_{xx}Q_{xy} - 8Q_{xy}^2) CTE_y \Delta T \end{aligned} \quad (9.5)$$

avec $Q = Q_{xx}^2 + 14Q_{xx}Q_{yy} + Q_{yy}^2 - 16Q_{xy}^2$

A partir de ces deux informations, on peut donc déterminer les contraintes résiduelles qui sont les mêmes pour les plis à 0 et 90°, et sont données par :

$$\begin{aligned} \sigma_0^{res} &= Q_{xx} \left(\varepsilon_1^{nonmech} - \varepsilon_1^f + |z| \kappa_1 \right) + Q_{xy} \left(\varepsilon_1^{nonmech} - \varepsilon_2^f - |z| \kappa_1 \right) \\ \sigma_{90}^{res} &= Q_{yy} \left(\varepsilon_1^{nonmech} - \varepsilon_2^f - |z| \kappa_1 \right) + Q_{xy} \left(\varepsilon_1^{nonmech} - \varepsilon_1^f + |z| \kappa_1 \right) \end{aligned} \quad (9.6)$$

avec $|z|$ la distance entre le plan à mi-épaisseur de la pièce et le plan d'étude. Pour une pièce rectangulaire en flexion cylindrique, la relation entre la courbure et la flèche s'écrit sous la forme suivante :

$$W = \frac{1}{2} \kappa \left(\frac{X_L}{2} \right)^2 \quad (9.7)$$

A partir des propriétés du pli 48580 qui compose la pièce asymétrique, nous avons déterminé les différentes grandeurs listées précédemment. Ces grandeurs sont calculées à partir du comportement thermo élastique du matériau et par conséquent ces calculs ne prennent pas en compte l'interaction outil/pièce. C'est pourquoi les résultats sont indépendants de la nature de l'outillage. Les résultats sont donnés pour une variation de température de -160°C dans le tableau suivant :

Drapage	Courbure	Flèche	Contraintes résiduelles	
	$\kappa(m^{-1})$	W(mm)	$\sigma_x(\text{MPa})$	$\sigma_y(\text{MPa})$
[0 ₂ /90 ₂]	-1,57	21	-330	40

Tableau 9.4 – Grandeurs physiques en fin de refroidissement d'un panneau asymétrique données par la CLPT ($\Delta(T)=-160^\circ\text{C}$)

9.5.2.2 Résultats expérimentaux

En accord avec la théorie des plaques stratifiées, on constate en fin de refroidissement un gauchissement de la pièce, avec un outillage aluminium et composite. La flèche maximale de chacune des pièces est déterminée à l'aide d'un pied à coulisse en mesurant l'altitude maximale de la pièce, celle-ci étant posée sur un marbre de référence. Cette mesure est réalisée juste après le démoulage de la pièce. La courbure est ensuite obtenue par la relation géométrique 9.7. Le tableau 9.5 synthétise les résultats expérimentaux et numérique obtenus concernant la réalisation de ces pièces avec un drapage asymétrique.

Caractéristiques	Symboles	Numérique	Expérimentale	
			Aluminium	HexTool
flèche maximale	w_{max}	21 mm	26 mm	21 mm
courbure	κ (m^{-1})	-1.57	-1.91	-1.57
contrainte résiduelle	σ_x	-330	-350	-330
contrainte résiduelle	σ_y	40	25	40

Tableau 9.5 – Résultats panneau avec drapage Asymétrique [0₂/90₂]

On constate une flèche expérimentale de 26 mm pour le panneau réalisé avec l'outillage en aluminium, et 21 mm avec l'outillage HexTool. Avec la théorie des plaques stratifiées on retrouve théoriquement la flèche de 21 mm obtenue avec l'outillage composite. Or dans ce cas, comme nous l'avons vu précédemment, les contraintes liées à l'interaction outil/pièce sont très réduites. Ainsi les contraintes résiduelles se limitent aux contraintes d'origines thermiques et éventuellement chimiques. A savoir que ces dernières sont identiques dans le cas de l'élaboration d'une pièce avec un outillage aluminium et composite, car les paramètres de cuisson sont quasi identiques. Les contraintes d'origines thermiques étant majoritaires devant les contraintes d'origine chimiques, les contraintes résiduelles avec l'outillage composite sont essentiellement formées lors du refroidissement de la pièce. C'est pourquoi la théorie des plaques stratifiées permet de déterminer la flèche de la pièce plane réalisée avec l'outillage composite. Lors de l'élaboration de la pièce avec l'outillage aluminium la flèche est légèrement plus importante (+5mm). Cela peut s'expliquer par la formation de contraintes résiduelles supplémentaires, due à l'interaction outil/pièce. Ce qui est en accord avec les mesures par FBGs des déformations résiduelles sur la pièce de faible épaisseur. L'interaction outil/pièce semble donc jouer un rôle dans la formation de contraintes résiduelles en particulier dans le cas de l'élaboration de pièces de faible épaisseur. Au vu de ces résultats, Il serait donc intéressant d'intégrer cette interaction dans la modélisation numérique du procédé, afin d'avoir par exemple une prédiction des distorsions résiduelles plus précise.

9.6 Conclusion

La nature du moule peut jouer un rôle important dans la formation de contrainte résiduelle, en particulier lors de la phase de refroidissement. Les études effectuées sur les procédés par voie sèche (Autoclave) ont montré que les outillages en matériaux composites permettent de réduire cette source de contrainte résiduelle, et par conséquent les éventuelles non conformités.

Dans cette perspective, un prototype de moule composite en HexTool a été testé. Ce moule est instrumenté par l'intermédiaire de capteurs à fibre optique placés proche de la surface fonctionnelle du moule. La comparaison de la réponse de cette instrumentation avec la réponse de capteurs placés dans la préforme ont permis d'évaluer l'efficacité de cette instrumentation pour le suivi du procédé. Malgré des résultats prometteurs du suivi d'écoulement par l'intermédiaire des FBGs placés dans la préforme, l'instrumentation du moule ne permet pas de détecter le passage du front de fluide, par manque de sensibilité des capteurs.

Cependant, l'instrumentation du moule et de la préforme a permis d'étudier l'interaction outils/pièce. Cela a permis de montrer l'influence de la nature du moule sur la formation de déformations dans la pièce tout au long du procédé. On montre notamment qu'il y a une adhérence entre le moule et la pièce lors de la phase de refroidissement du procédé qui tend à augmenter les contraintes résiduelles dans la pièce d'autant plus si le moule et la pièce n'ont pas le même comportement. L'étude comparative entre un outillage en composite (HexTool) et aluminium a permis de montrer que des pièces réalisées avec un outillage composite avaient un niveau de contraintes résiduelles moindre, du fait d'un CTE de l'outillage proche de celui de la pièce élaborée. Ce qui est en accord avec des résultats observés avec le procédé par Autoclave. La figure 9.17 synthétise les différences d'évolution de déformations internes obtenues lors de la fabrication d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage aluminium et composite.

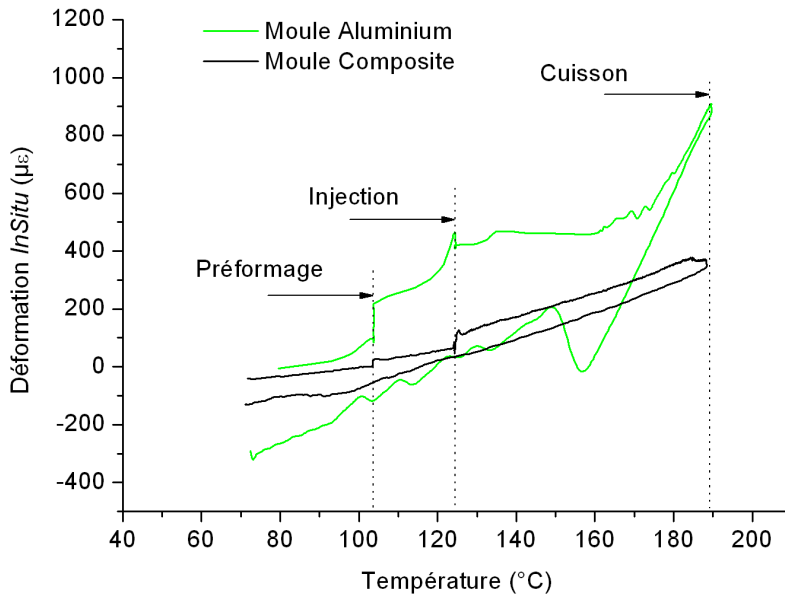


Figure 9.17 – Comparatif du suivi de déformation interne lors de l'élaboration d'une pièce de faible épaisseur avec un outillage aluminium et HexTool

Néanmoins l'utilisation d'un outillage RTM en composite nécessite de prendre en compte certaines précautions dans la conception de l'outillage, afin de garantir une température homogène au cours des cycles thermiques. Les essais expérimentaux et la simulation numérique ont permis de montrer la sensibilité de l'outillage composite aux phénomènes de convection qui peut conduire à des gradients de température dans la pièce. Une solution technologique à partir d'une enveloppe métallique a été développée afin de remédier à cette non conformité. La simulation a permis de valider cette solution et de montrer qu'elle permettait d'assurer les spécifications du procédé (homogénéité en température) et d'améliorer la vitesse de chauffe de 23%.

Cette étude a donc permis de montrer la faisabilité d'un outillage en matériau HexTool pour la réalisation de pièces composites par le procédé RTM. L'outillage composite en HexTool semble avoir un réel potentiel en terme de réduction de contraintes résiduelles. Potentiel qui est d'autant plus grand que la mise en oeuvre de ce matériau permet des réductions de coût de fabrication et d'utilisation de l'outillage significatives, comparées à des matériaux offrant des propriétés similaires (stabilité dimensionnelle) comme par exemple l'Invar.

Conclusion générale

L'élargissement de l'utilisation des matériaux composites aux pièces de structure nécessite le développement de nouveaux procédés pour réaliser des pièces qui sont de plus en plus complexes incluant toutes les fonctions d'intégration de la pièce finale. Les procédés par voie liquide tels que le procédé RTM semblent être prometteurs pour la réalisation de ces pièces de formes complexes. Néanmoins les phases de développement de nouvelles pièces par ce procédé et en particulier le recours des industriels à des méthodes « trials and errors » pour la détermination des paramètres procédés ont tendance à augmenter le coût de développement. Une maîtrise des coûts d'élaboration est possible en ayant une meilleure connaissance des phénomènes physiques qui sont mis en jeu lors de l'élaboration d'une pièce composite. Cela est notamment réalisable par l'acquisition d'informations en temps réel sur le procédé d'élaboration et en confrontant ces informations avec des résultats issus d'outils numériques de simulation. Cette stratégie permet d'envisager à terme de contrôler les paramètres procédés en temps réel et d'anticiper les paramètres conduisant à une pièce non conforme.

Dans cette perspective cette thèse s'inscrit dans le projet LCM Smart qui a pour objectif de développer les procédés d'élaboration pour des pièces complexes à travers trois innovations (figure 18) qui sont le suivi, la simulation numérique des procédés d'élaboration et l'utilisation d'outillage composite, en s'appuyant sur un réseau de compétences constitué par des industriels acteurs de premiers rang dans le milieu aéronautique, et des laboratoires travaillant sur des problématiques liées aux matériaux composites. Le but de cette thèse est de mettre en place un procédé pilote en laboratoire afin de développer et valider des solutions technologiques propres à l'instrumentation par fibre optique et à des outillages composites, en vue de les intégrer sur des démonstrateurs industrielles. Ces innovations ont été évaluées à travers le suivi du procédé RTM lors de l'élaboration de pièces simplifiées, représentatives des problématiques que l'on peut rencontrer en industrie.

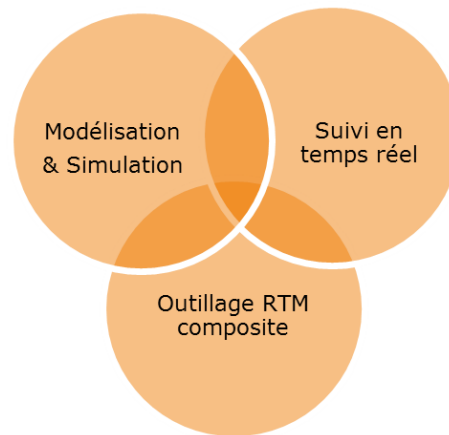


Figure 18 – Les innovations développées dans le projet LCM Smart

Les travaux menés par le laboratoire MPE sur l'instrumentation des procédés composites ont montré que la technologie des fibres optiques avait un fort potentiel pour le suivi des procédés. En effet les systèmes d'instrumentation développés par le laboratoire ont démontré leur capacité pour la mesure des paramètres physiques d'une pièce composite au cours de son élaboration. Le choix des capteurs s'est donc naturellement porté sur cette technologie qui devient mature en vue d'une utilisation en milieu industriel.

Néanmoins pour permettre le déploiement des OFS en milieu industriel et notamment répondre aux exigences des partenaires industriels de ce projet, en terme de type de mesure et d'intégration, les OFS ont fait l'objet de plusieurs développements dans cette thèse afin d'accroître les capacités de mesures de ces capteurs (nombre de voies de mesure et sensibilités). La mise en place dans cette thèse d'un procédé pilote a permis de développer et valider un système d'instrumentation constitué d'OFS pour le suivi du procédé RTM. Les solutions d'insertion des capteurs à fibre optique ont fait l'objet d'investigation afin d'assurer l'intégration des capteurs au procédé tout en garantissant les spécifications du procédé, en particulier les niveaux de vide dans les outillages. L'application de ces capteurs au procédé RTM a permis de mettre en évidence le potentiel des OFS pour le suivi des paramètres procédés tels que le front d'injection, la température, le degré de cuisson, et les déformations internes. L'évaluation d'autant de paramètres procédés est possible grâce à la richesse des informations issues des OFS. Le challenge réside dans la mise en oeuvre de ces capteurs et des hypothèses utilisées pour décorrélérer les informations.

On se propose donc de revenir en détail sur les trois innovations développées dans le cadre de cette thèse et du projet LCM Smart.

Partie développement de capteurs OFS

Les capteurs à fibre optique ont été développés en collaboration avec le laboratoire d'optique Hubert Curien. Deux types de capteur ont été retenus pour la réalisation de cette étude. Un capteur sur le principe de réflexion de Fresnel a été employé pour le suivi du front d'écoulement

et le suivi de degré de cuisson. La technologie des réseaux de Bragg (FBG) a été quant à elle mise en oeuvre pour le suivi de température et de déformation interne au coeur du matériau. Le montage d'interrogation des OFS par réflexion Fresnel a été étendu à 3 voies de mesure, pour évaluer les temps de passage de la résine à trois positions de la préforme. L'analyse du signal réfléchi lors de la phase de cuisson a permis dans un cas de suivre l'évolution du degré de cuisson de la résine. L'évaluation du degré de cuisson a été réalisée par une étape de normalisation du signal réfléchi. Cette technique a montré que l'on pouvait obtenir rapidement une information qualitative sur les évolutions du degré de cuisson. Bien que cette technique ne donne qu'une approximation du degré de cuisson de la pièce, elle répond aux exigences de nos partenaires industriels en terme d'utilisation et d'exploitation du capteur.

Les capteurs à réseau de Bragg ont été développés en vue de réaliser des mesures distribuées au coeur de la pièce en minimisant leurs intrusivités. Nous avons donc essayé d'apporter des solutions sur la problématique du découplage température/déformation afin de réduire l'intrusivité à la taille de la fibre optique seule sans ajout de capteur supplémentaire (thermocouple). Une méthode (Dual Bragg Grating method) consistant à placer sur une même fibre optique deux réseaux de Bragg avec des sensibilités différentes inscrits côte à côte a été évaluée. L'exploitation de réseau à des longueurs très distinctes et aussi bien que des réseaux de différents type (I, IA et IIA) n'ont malheureusement pas permis d'atteindre des sensibilités suffisamment distinctes pour effectuer des mesures de températures répondant aux exigences de nos partenaires industriels. Le découplage a donc finalement été réalisé par une méthode traditionnelle par compensation en température.

Enfin une attention particulière a été portée à l'interprétation des variations de longueurs d'onde issue des réseaux de Bragg. Nous avons observé qu'en présence d'un champ de déformation transverse, l'hypothèse d'uniaxialité des déformations pouvait conduire à des erreurs significatives (55% sur la déformation dans l'axe de la fibre) sur l'évaluation du champ de déformation dans le matériau en particulier lors de la phase de refroidissement. Nous avons donc utilisé un modèle inverse pour tenir compte des déformations transverses. Ce modèle permet d'évaluer, sous certaines conditions, le niveau de contrainte interne généré lors de la phase de refroidissement.

Ce système d'instrumentation basé sur les deux OFS décrits précédemment et leurs outils d'exploitation des données ont permis de répondre aux exigences de nos partenaires industriels en terme de type d'information mesurée, d'intégration et d'exploitation du capteur.

Il est à noter que d'autres types d'OFS pourraient être utilisés en particulier pour discriminer directement l'effet du champs de déformation transverse de la déformation dans l'axe de la fibre. On peut citer à titre d'exemple les travaux de Luyckx *et al.* [157] utilisant des réseaux de Bragg inscrits sur une fibre à maintien de polarité pour évaluer le champ de déformation dans le matériau. Bien que cette technique semble prometteuse, elle requiert un positionnement précis de la fibre optique qui rend ce système difficilement intégrable en milieu industriel à l'heure actuelle. De plus, cette technique nécessite des fibres optique spécifiques qui accroissent le coût de fabrication du capteur.

Partie monitoring et simulation du procédé RTM

L'instrumentation a été appliquée dans un premier temps au cas du suivi des caractéristiques physiques de la résine RTM6 au cours de son cycle de réticulation. Cette étude a permis de montrer les capacités des réseaux de Bragg à mesurer les déformations d'origine chimique et thermique, en particulier sur le palier de cuisson. La confrontation de ces informations avec les résultats issus d'outils de simulation du procédé ont montré une bonne corrélation pour la prédiction de la température maximale (exothermie). Néanmoins la simulation pour ce cas a sous-estimé le niveau de déformation interne formé dans la zone caoutchoutique. Les phénomènes thermiques liés à l'exothermie de la réaction de réticulation et le retrait chimique de la résine ayant lieu simultanément rendent difficile l'identification de l'origine de cette différence.

Le système d'instrumentation a été ensuite appliqué au suivi de procédé RTM à travers l'étude de différents cas d'élaboration. Le premier cas a permis de valider les solutions technologiques permettant d'intégrer les capteurs à fibre optique au procédé. Le suivi du front d'injection a été réalisé par l'intermédiaire des OFS exploités sur le principe de Fresnel. La comparaison avec les résultats issus de la simulation avec Pam RTM ont montré une bonne corrélation, en particulier sur le temps de remplissage pour l'injection périphérique d'une pièce plane.

Le suivi par OFS des déformations internes de pièces planes minces et épaisses n'a pas montré d'évolution significative du niveau de déformation interne lors de la cuisson du matériau. Les déformations d'origine chimique et thermique données par la simulation numérique ne semblent pas transmises aux renforts. Les mesures montrent qu'une grande partie des déformations internes sont générées lors de la phase de refroidissement de la pièce lorsque la résine est à l'état vitreux. Par conséquent l'évaluation des contraintes résiduelles a été réalisée uniquement sur la phase de refroidissement. Sur cette phase l'approche numérique sous-estime le niveau de déformation interne par rapport aux déformations mesurées expérimentalement. La différence semble provenir d'une source additionnelle de contrainte résiduelle due à l'interaction outil/pièce.

L'exploitation du signal réfléchi par l'OFS basé sur la réflexion de Fresnel en bout de fibre a permis de suivre dans un cas l'évolution du degré de cuisson. La comparaison avec le modèle thermo cinétique a montré une bonne corrélation, ce qui permet d'envisager que les renforts interagissent très peu avec la cinétique de réticulation de la résine.

Le suivi de la fabrication d'un panneau de « forte » épaisseur a montré une bonne capacité de prédiction de l'augmentation de température au centre de la pièce liée aux phénomènes exothermiques. Lors de la phase de cuisson, les mesures par FBG n'ont pas montré d'évolution significative du niveau de déformation interne due à d'éventuelles déformations d'origine thermique et chimique. Néanmoins ce cas ne demeure qu'un premier essai avec une exothermie faible. D'autres investigations supplémentaires seraient nécessaires pour conclure sur l'influence de l'exothermie sur le niveau de déformation interne dans le matériau.

Enfin la réalisation d'un panneau avec un saut d'épaisseur a permis d'étudier l'influence des arrêts de plis sur l'écoulement. Une approche numérique 2D simplifiée modélisant des canaux préférentiels aux arrêts de plis n'a pas montré d'influence significative sur la géométrie du front d'écoulement. La mesure des temps de passage de la résine par OFS avant et après la singularité

est proche des résultats issus de la simulation sous Pam RTM. Le remplissage globale de la pièce ne semble pas affecté par les arrêts de plis pour le cas étudié dans cette thèse.

A travers ces cas nous avons donc démontré le potentiel des OFS pour le suivi des paramètres procédés tels que le front d'écoulement, le degré de cuisson, la température et les déformations internes. Ces informations permettent de contrôler en temps réel la qualité de la pièce, et d'adapter les conditions d'élaboration dans le but d'éviter une non conformité. De plus la comparaison des informations issues des OFS avec les modèles numériques a permis de valider une partie les modèles en particulier les modèles d'écoulement et thermo cinétique lors de l'élaboration de pièces avec des géométries simplifiées. En revanche nos études n'ont pas permis de mettre en évidence les effets d'origine thermique et chimique dans la zone caoutchoutique liés à la cuisson de la résine. Il serait nécessaire de faire des essais complémentaires avec par exemple d'autres capteurs afin de conclure sur la transmission d'éventuelles contraintes résiduelles aux fibres de renfort.

Partie outillage en matériau composite

Un démonstrateur d'outillage RTM en matériau composite a été réalisé à partir du matériau HexTool commercialisé par Hexcel. Cet outillage a été développé en collaboration avec Hexcel et l'IFMA pour évaluer la faisabilité de l'utilisation de ce matériau pour la réalisation d'outillages RTM. L'étude comparative du suivi par OFS de la fabrication de pièces de faible épaisseur avec un outillage aluminium et HexTool a permis de mettre en évidence une réduction du niveau de déformation interne avec un outillage composite lors de la phase de refroidissement du procédé. Cette réduction est possible grâce aux propriétés thermiques du matériau HexTool, notamment à un coefficient de dilatation thermique dans le plan proche de la pièce élaborée.

Néanmoins les mesures expérimentales de température à différentes positions de l'outillage ont montré une hétérogénéité du champ de température liée aux phénomènes de convection sur les bords de l'outillage. La conception d'un outillage en HexTool nécessite donc de prendre en compte la différence de conductivité thermique dans le plan et hors plan afin d'assurer une chauffe homogène du moule. Cette différence peut avoir d'avantage d'impact pour la conception d'outillage de forme plus complexe que celle de ce prototype.

La modélisation des cycles thermo-cinétiques a permis d'établir des recommandations sur la conception d'un outillage RTM en HexTool, et de mettre en place une solution technologique à partir d'une enveloppe en aluminium pour améliorer le rendement thermique du moule. Cette solution a montré un gain de 23% sur les phases de montés en température du procédé. De plus la simulation numérique et les mesures expérimentales n'ont pas montré d'influence sur la cinétique de cuisson de la pièce et pas plus sur le niveau de déformation interne lors du refroidissement de la pièce.

Lors de la mise en oeuvre de ce prototype en matériaux HexTool, nous avons démontré la faisabilité de l'utilisation de ce matériau pour une application d'outillage RTM. L'utilisation de ce type d'outillage semble réduire le niveau de déformations internes qui peut être formé à l'intérieur

de la pièce en particulier lors de la phase de refroidissement. L'utilisation de ce matériau semble donc être une bonne alternative face aux matériaux métalliques ayant des propriétés thermiques équivalentes (Invar), d'autant plus que le matériaux HexTool offre des possibilités de réduction de coût liées à sa mise en oeuvre et à sa maintenance.

Même si ces premiers résultats sont très encourageants, cette étude n'est qu'un premier pas vers une plus large utilisation de ce matériau pour des outillages RTM industriels. D'autres études sont encore nécessaires, en particulier sur des géométries d'outillage plus complexe, pour valider par exemple la durabilité des outillage au cours de plusieurs cycles d'utilisation. Une partie de ces études sera réalisée sur les démonstrateurs industriels.

L'ensemble de ces développements sur le pilote de laboratoire a donc permis de valider des solutions technologiques liées à l'intégration d'un système d'instrumentation composé de capteurs à fibre optique (OFS), et à la mise en oeuvre d'outillage RTM en HexTool. Les recommandations issues de l'expérience acquise sur le pilote de laboratoire ont permis de réaliser le transfert de ces solutions pour la réalisation de deux démonstrateurs RTM industriels par SKF Aerospace et Isoire Aviation.

L'approche développée dans cette thèse à travers la mesure en temps réel des paramètres physiques de la pièce lors de son procédé d'élaboration, et la modélisation du procédé ouvrent de très larges perspectives. En effet cette approche permet en premier lieu d'acquérir des informations clés de l'influence des paramètres procédés sur la qualité de la pièce produite en temps réel. Cela permet à plus long terme d'envisager des systèmes de pilotage en temps réel visant à limiter le nombre de rebut et ainsi le coût d'élaboration d'une nouvelle pièce. A court terme la comparaison des informations issues d'un système d'instrumentation spécifique avec des modélisations et simulations du procédé permet d'identifier et valider les paramètres clés qui gouvernent l'élaboration, en particulier pour le développement de nouveaux couples matériaux/procédés.

Bibliographie

- [1] X. A. ADURIZ, C. LUPI, N. BOYARD, J. L. BAILLEUL, D. LEDUC, D. DELAUNAY et C. BOISROBERT : Fibre optic sensors applied to resin transfer molding : a powerful way for in-situ quantitative control and optimization. *In FCPM 9*, Montréal, 2008. FCPM-9.
- [2] X. A. ADURIZ, C. LUPI, N. BOYARD, J.L. BAILLEUL, D. LEDUC, V. SOBOTKA, N. LEFÈVRE, X. CHAPELEAU, C. BOISROBERT et D. DELAUNAY : Quantitative control of RTM6 epoxy resin polymerisation by optical index détermination. *Composites Science and Technology*, 67:3196–3201, 2007.
- [3] Suresh G. ADVANI et A. AIT-KADI : Symposium on "Rheology and Flow of Fibre Suspensions" - held at the XIIth International Congress on Rheology, Quebec, Canada, August 1996. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 73:193–194, 1997.
- [4] Suresh G. ADVANI et E. Murat SOZER : *Process modeling in composites manufacturing*. CRC Press, 2004.
- [5] William R. ALLAN, Zachary W. GRAHAM, Jose R. ZAYAS, Dennis P. ROACH et David A. HORSLEY : Multiplexed Fiber Bragg Grating Interrogation System Using a Microelectromechanical Fabry-Perot Tunable Filter. *Ieee Sensors Journal*, 9:936–943, 2009.
- [6] V. ANTONUCCI, A. CUSANO, M. GIORDANO, J. NASSER et L. NICOLAIS : Cure-induced residual strain build-up in a thermoset resin. *Internal Stresses in Polymer Composites*, 37:592–601, 2006.
- [7] V. ANTONUCCI, M. GIORDANO, A. CUSANO, J. NASSER et L. NICOLAIS : Real time monitoring of cure and gelification of a thermoset matrix. *Manufacturing, Processing and Characterisations of Polymer Composites*, 66:3273–3280, 2006.
- [8] V. ANTONUCCI, M. GIORDANO, Kuang-Ting HSIAO et Suresh G. ADVANI : A methodology to reduce thermal gradients due to the exothermic reactions in composites processing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 45(8):1675–1684, 2002.
- [9] Emilia J. ANTILA et Outi H. KRINTILÉ : Evaluation of polymerisations shrinkage and hydroscopic expansion of fiber-reinforced biocomposites using optical fiber bragg grating sensors. *Dental Materials*, 24:1720–1727, 2007.

- [10] Abdul Rahim Ahamed ARAFATH, Reza VAZIRI et Anoush POURSARTIP : Closed-form solution for process-induced stresses and deformation of a composite part cured on a solid tool : Part I Flat geometries. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(7):1106–1117, 2008.
- [11] R. ARBTER, J.M. BERAUD, C. BINETRUY, 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.V. 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. ISSN 1359-835X.
- [12] Kulkarni ATUL, Na JEONGGIL, Kim YOUNG JIN, Baik SEUNGHYUN et Kim TAESUNG : An evaluation of the optical fiber beam as a force sensor. *Optical Fiber Technology*, 15:131–135, 2009.
- [13] Bertholds AXEL et Dändliker RÉNE : Determination of the individual strain-optic coefficients in single-mode optical fibres. *Journal of Lightwave Technology*, 6:17 – 20, 1988.
- [14] J.L. BAILLEUL, G. GUYONVARCH, B. GARNIER, Y. JARNY et D. DELAUNAY : Identification des propriétés thermiques de composites fibres de verre/résines thermodurcissables : Application à l'optimisation des procédés de moulage. *Revue Générale de Thermique*, 35(409):65–76, 1996.
- [15] S.R. BAKER, H.N. ROURKE, V. BAKER et D. GOODCHILD : Thermal decay of fiber Bragg gratings written in boron and germanium codoped silica fiber. *Journal of Lightwave Technology*, 15(8):1470–1477, 1997.
- [16] J.M. BALVERS et H.E.N. BERSEE : Comparing flow front propagation sensed by FBGs with PamRTM. *In FPCM 10*, Zurich, 2010.
- [17] J.M. BALVERS, H.E.N. BERSEE et A. BEUKERS : Determination of cure dependent properties for curing simulation of thick-walled composites. *In 49th AIAA*, Schaumburg, 2008.
- [18] J.M. BALVERS, H.E.N. BERSEE et A. BEUKERS : Integration of fiber bragg gratings in woven fabrics : influences of preform compaction and flow-front propagation. *In FPCM 9*, Montréal, 2008.
- [19] J.M. BALVERS, H.E.N. BERSEE et A. BEUKERS : Settling of glass woven fabric in steel RTM mould : impact on residual stresses. *In ICCM 17*, Edinburgh, 2009.
- [20] Harry J. BARRAZA, Youssef K. HAMIDIB, Levent AKTASB, Edgar A. OREAR et M. C. ALTAN : Porosity reduction in the high-speed processing of glass-fiber composites by resin transfer molding (rtm). *Journal of Composite Materials*, 38(3):195–226, 2004.
- [21] E. N. BARTON, S. L. OGIN, A. M. THORNE et G. T. REED : Optimisation of the coating of a fibre optical sensor embedded in a cross-ply GFRP laminate. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(1):27–34, 2002.
- [22] E. N. BARTON, S. L. OGIN, A. M. THORNE, G. T. REED et B. H. LE PAGE : Interaction between optical fibre sensors and matrix cracks in cross-ply GRP laminates - part 1 : passive optical fibres. *Composites Science and Technology*, 61(13):1863–1869, 2001.
- [23] Georg BECHTOLD et Lin YE : Influence of fibre distribution on the transverse flow permeability in fibre bundles. *Composites Science and Technology*, 63(14):2069–2079, 2003.

-
- [24] Dominik BENDER, Jens SCHUSTER et Dirk HEIDER : Flow rate control during vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM) processing. *Composites Science and Technology*, 66(13):2265–2271, 2006.
- [25] Samer K. Abi Kaed BEY, Tong SUN et Kenneth T. V. GRATTAN : Sensitivity enhancement of long period gratings for temperature measurement using the long period grating pair technique. *Sensors and Actuators A : Physical*, 141(2):314–320, 2008.
- [26] Samer K. Abi Kaed BEY, Tong SUN et Kenneth T. V. GRATTAN : Simultaneous measurement of temperature and strain with long period grating pairs using low resolution detection. *Sensors and Actuators A : Physical*, 144(1):83–89, 2008.
- [27] V. BHATIA : Applications of long-period gratings to single and multi-parameter sensing. *Optics Express*, 4(11):457–466, 1999.
- [28] S. BICKERTON et Suresh G. ADVANI : Characterization and modeling of race-tracking in liquid composite molding processes. *Composites Science and Technology*, 59(15):2215–2229, 1999.
- [29] S. BICKERTON et M. J. BUNTAIN : Modeling forces generated within rigid liquid composite molding tools. Part B : Numerical analysis. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(7):1742–1754, 2007.
- [30] S. BICKERTON, E. M. SOZER, P. J. GRAHAM et Suresh G. ADVANI : Fabric structure and mold curvature effects on preform permeability and mold filling in the RTM process. Part I. Experiments. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(5):423–438, 2000.
- [31] Christophe BINETRUY, Bruno HILAIRE et Josi $\frac{1}{2}$ e PABIOT : The interactions between flows occurring inside and outside fabric tows during rtm. *Composites Science and Technology*, 57(5):587 – 596, 1997. ISSN 0266-3538.
- [32] Wojtek J. BOCK, J. CHEN, Predrag MIKULIC et Tinko EFTIMOV : A novel fiber-optic tapered long-period grating sensor for pressure monitoring. *Ieee Transactions on Instrumentation and Measurement*, 56(4):1176–1180, 2007.
- [33] Travis BOGETTI et John W. GILLESPIE : Two-Dimensional Cure Simulation of Thick Thermosetting Composites. *Journal of Composite Materials*, 25:239–273, 1991.
- [34] Zhang BOMING, Yang ZHONG et Sun XINYANG : Measurement and analysis of residual stresses in single fiber composite. *Materials & Design*, 31(3):1237–1241, 2010.
- [35] N. BOYARD, A. MILLISCHER, V. SOBOTKA, J.L. BAILLEUL et D. DELAUNAY : Behaviour of a moulded composite part : Modelling of dilatometric curve (constant pressure) or pressure (constant volume) with temperature and conversion degree gradients. *Composites Science and Technology*, 67(6):943–954, 2007.
- [36] G. P. BRADY, K. KALLI, D. J. WEBB, D. A. JACKSON, L. REEKIE et J. L. ARCHAMBAULT : Simultaneous measurement of strain and temperature using the first- and second-order diffraction wavelengths of Bragg gratings. *Iee Proceedings-Optoelectronics*, 144(3):156–161, 1997.

- [37] M. J. BUNTAİN et S. BICKERTON : Modeling forces generated within rigid liquid composite molding tools. Part A : Experimental study. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38 (7):1729–1741, 2007.
- [38] Kaynak CEVDET, Akgul ERALP et Ali Isitman NIHAT : Effects of RTM Mold Temperature and Vacuum on the Mechanical Properties of Epoxy/Glass Fiber Composite Plates. *Journal of Composite Materials*, 42:1505–1521, 2008.
- [39] Kim1 CHANG-BONG et B. Su CHIN : Measurement of the refractive index of liquids at 1.3 and 1.5 micron using a fibre optic Fresnel ratio meter. *Measurement Science and Technology*, 15:1683–1690, 2004.
- [40] E. CHEHURA, A. A. SKORDOS, C.C. YE, S. W. JAMES, I. K. PARTRIDGE et R. P. TATAM : Strain development in curing epoxy resin and glass fibre/epoxy composites monitored by fibre Bragg grating sensors in birefringent optical fibre. *Smart Materials and Structures*, 14:354–360, 2005.
- [41] Edmon CHEHURA, Stephen W. JAMES et Ralph P. TATAM : Temperature and strain discrimination using a single tilted fibre Bragg grating. *Optics Communications*, 275:344–347, 2007.
- [42] C. CHOJETZKI, J. OMMER, S. GRIMM et H. BARTELT : Temperature dependence of type I-IA dual-fibre Bragg gratings. *Electronics Letters*, 40(25):1576–1578, 2004.
- [43] Florent CLOUTIER, Sofiane SOUKANE et Francois TROCHU : Analysis of multiple zone heating in resin transfer molding. *In FCPM 9*, Montréal, 2008.
- [44] T. J. CORDEN, I. A. JONES, D. T. JONES et V. MIDDLETON : The mechanisms of interlaminar cracking in thick resin transfer moulded composite cylinders. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 29(4):455–464, 1998.
- [45] Kevin D. COWLEY et Peter W. R. BEAUMONT : The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites. *Composites Science and Technology*, 57(11):1445–1455, 1997.
- [46] Cathy CRUNELLE, Marc WUILPART, Christophe CAUCHETEUR et Patrice MÉGRET : Original interrogation system for quasi-distributed FBG-based temperature sensor with fast demodulation technique. *Sensors and Actuators A : Physical*, 150(2):192–198, janvier 2009.
- [47] A. CUSANO, G. BREGLIO, M. GIORDANO, L. NICOLAIS et A. CUTOLO : Multifunction fiber optic sensing system for smart applications. *Mechatronics, IEEE/ASME Transactions on*, 9(1):40 – 49, 2004.
- [48] A. CUSANO et B. GIOVANNI : An optoelectronic sensor for cure monitoring in thermoset based composite. *Sensors and Actuators A : Physical*, 84:270 – 275, 2000.
- [49] Murat DANISMAN, Goker TUNCOL, Alper 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.
- [50] H. DARCY : Determination of the laws of flow of water through sand. *In Physical Hydrogeology*, 72:8–20, 1983.

-
- [51] T. A. DAWOOD, R. A. SHENOI et M. SAHIN : A procedure to embed fibre bragg grating strain sensors into GFRP sandwich structures. *Composites Part A*, 38:217–226, 2006.
- [52] R. de OLIVIERA, S. LAVANCHY, R. CHATTON, D. COSTANTINI, V. MICHAUD, R. SALATHÉ et J. A. E. MANSON : Experimental investigation of the effect of the mould thermal expansion on the development of internal stresses during carbon fibre composite processing. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(7):1083–1090, 2008.
- [53] M. DEMIREL : *Mesures in-situ et déportée des paramètres d'élaboration de pièces composites par capteurs à fibres optiques par réseaux de Bragg*. Thèse de doctorat, Ecole Des Mines de St-Etienne, 2009.
- [54] M. DEVRIES, V. BHATIA, T. DALBERTO, V. ARYA et R. O. CLAUS : Photoinduced grating-based optical fiber sensors for structural analysis and control. *Engineering Structures*, 20(3):205–210, 1998.
- [55] Li DING, Chiang SHIH, Zhiyong LIANG, Chuck ZHANG et Ben WANG : In situ measurement and monitoring of whole-field permeability profile of fiber preform for liquid composite molding processes. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 34(8):779–789, 2003.
- [56] A. W. DOMANSKI, P. LESIAK, K. MILENKO, D. BUDASZEWSKI, M. CHYCHLOWSKI, S. ERTMAN, M. TEFELSKA, T. R. WOLINSKI, K. JEDRZEJEWSKI, L. LEWANDOWSKI, W. JASIEWICZ, J. HELSZTYNSKI et A. BOCZKOWSKA : Comparison of Bragg and Polarimetric Optical Fiber Sensors for Stress Monitoring in Composite Materials. *Acta Physica Polonica a*, 116(3):294–297, septembre 2009.
- [57] Bo DONG, Qida ZHAO, Luming ZHAO, Long JIN, Yiping MIAO, Tongqing LIAO et Xiangye ZENG : Simultaneous measurement of temperature and force based on a special-strain-function-chirped FBG. *Sensors and Actuators A : Physical*, 147(1):169–172, janvier 2008.
- [58] Chensong (Jonathan) DONG : Development of a process model for the vacuum assisted resin transfer molding simulation by the response surface method. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(9):1316–1324, 2006.
- [59] S. DRAPIER, J. MONATTE, O. ELBOUZZAOUI et P. HENRAT : Characterization of transient through-thickness permeabilities of non crimp new concept (nc2) multiaxial fabrics. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36(7):877 – 892, 2005. ISSN 1359-835X.
- [60] Joy P. DUNKERS, Kathleen M. FLYNN, Richard S. PARNAS et Dionyssios D. SOURLAS : Model-assisted feedback control for liquid composite molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(6):841–854, 2002.
- [61] Joy P. DUNKERS, Joseph L. LENHART, Sylvia R. KUEH, John H. van ZANTEN, Suresh G. ADVANI et Richard S. PARNAS : Fiber optic flow and cure sensing for liquid composite molding. *Optics and Lasers in Engineering*, 35(2):91–104, 2001.
- [62] J. ECHAABI, M.B. NZIENGUI et M. HATTABI : Compressibility and relaxation models for fibrous reinforcements in Liquid Composites Moulding. *International Journal of Material Forming*, 1:851–854, 2008.

- [63] O. ELBOUZZAOUI : *Modélisation mécanique, thermique et physico-chimique de procédés de fabrication de composites à fibres longues et matrice polymère, optimisation de la mise en oeuvre de nouveaux renforts*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de St-Etienne, 2004.
- [64] Michael C. EMMONS, Sunny KARNANI, K. P. MOHANCHANDRA, Gregory P. CARMAN, Stefano TRONO et W. Lance RICHARDS : Characterization of Optical Fiber Bragg Gratings as Strain Sensors Considering Load Direction. *In ASME 2008 Conference on Smart Materials*, page 119, Maryland, USA, 2009. AMER SOC MECHANICAL ENGINEERS. ISBN 978-0-7918-4332-1.
- [65] Michael C. EMMONS, Sunny KARNANI, Stefano TRONO, Kotekar P. MOHANCHANDRA, W. Lance RICHARDS et Gregory P. CARMAN : Strain Measurement Validation of Embedded Fiber Bragg Gratings. *International Journal of Optomechatronics*, 4(1):22–33, 2010.
- [66] T. ERDOGAN : Fiber Grating Spectra. *Journal of lightwave technology*, 15(8):1117–1130, 1997.
- [67] Nuri ERSOY et Mehmet TUGUTLU : Cure kinetics modeling and cure shrinkage behaviour of a thermosetting composite. *Polymer Science & Technology General*, 50:84–92, 2009.
- [68] Chmielewska EWA, Urbanczyk WACLAW et J. Bock WOJTEK : Sensitivity of bragg grating imprinted in three-mode elliptical core fiber to temperature and strain. *Optik International Journal for Light and Electron Optics*, 114:407–412, 2003.
- [69] Yu FAN et Mojtaba KAHRIZI : Characterization of a FBG strain gage array embedded in composite structure. *Sensors and Actuators A : Physical*, 121(2):297–305, 2005.
- [70] J. FEIGENBLUM et J. SENMARTIN : RTM technology improvement with tool surface heating. *In SPE Automotive Composites Conference and Exhibition*, 2008.
- [71] Pierre FERDINAND : Capteurs à fibres optiques des réseaux de Bragg. Rapport technique, Techniques de l'ingénieur, 1998.
- [72] G. M. H. FLOCKHART, W. N. MACPHERSON, J. S. BARTON, J. D. C. JONES, L. ZHANG et I. BENNION : Departure from linearity of fibre Bragg grating temperature coefficients. *In Optical Fiber Sensors Conference Technical Digest, 2002. OFS 2002, 15th*, 2002.
- [73] O. FRAZÃO, C. A. RAMOS, N. M. P. PINTO, J. M. BAPTISTA et A. T. MARQUES : Simultaneous measurement of pressure and temperature using single mode optical fibres embedded in a hybrid composite laminated. *Composites Science and Technology*, 65(11-12):1756–1760, 2005.
- [74] O. FRAZÃO, R. ROMERO, F. M. ARAAJO, L. A. FERREIRA et J. L. SANTOS : Strain et temperature discrimination using a step spectrum profile fibre Bragg grating arrangement. *Sensors and Actuators A : Physical*, 120(2):490–493, 2005.
- [75] Michel GADONNA et Philippe GROSSO : In-situ method for removing refractive index chirp in fiber Bragg grating photo-written by Lloyd mirror. *Optical Fiber Technology*, 9(4):260–269, 2003.
- [76] Rachid GAFFSI et Mahmoud A. EL-SHERIF : Analysis of Induced-Birefringence Effects on Fiber Bragg Gratings. *Optical Fiber Technology*, 6(3):299–323, 2000.

-
- [77] Tomasz GARSTKA, N. ERSOY, K. D. POTTER et M. R. WISNOM : In situ measurements of through-the-thickness strains during processing of AS4/8552 composite. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(12):2517–2526, 2007.
- [78] D. GATES : Boeing finds 787 pieces aren't quite a perfect fit. Rapport technique, Seattle Times, 2007.
- [79] Chahid K. GHADDAR : On the permeability of unidirectional fibrous media : A parallel computational approach. *Physics of Fluids*, 7(11):2563–2586, 1995.
- [80] Gorachand GHOSH : Model for the thermo-optic coefficients of some standard optical glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 189(1-2):191–196, février 1995.
- [81] Philippe GIACCARI : *Fiber bragg grating characterization by optical low coherence reflectometry and sensing applications*. Thèse de doctorat, Ecole polytechnique fédérale de Lausanne EPFL, Lausanne, 2003.
- [82] M. GIORDANO et RUSSO : The effect of cooling rate on the glass transition of an amorphous polymer. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 351:515–522, 2004.
- [83] Q. GOVIGNON, S. BICKERTON, J. MORRIS et P. A. 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.
- [84] M. R. L. GOWER, SHAW et W. R. BROUGHTON : Effect of cure cycle on the properties of thick carbon/epoxy laminates. *In ICCM 17*, 2009.
- [85] Bob GRIFFITHS : International paris air show. *High performance composites*, 1:35–48, 2011.
- [86] Chen GUANGHUI, Liu LIYING, Jia HONGZHI, Yu JIMIN, Xu LEI et Wang WENCHENG : Simultaneous pressure and temperature measurement using Hi-Bi fiber Bragg gratings. *Optics Communications*, 228:99–105, 2003.
- [87] Zhan-Sheng GUO, Shanyi DU et Boming ZHANG : Temperature field of thick thermoset composite laminates during cure process. *Composites Science and Technology*, 65(3-4):517–523, 2005.
- [88] Sun GUOYONG, Moon DAE SEUNG et Chung YOUNHJOO : Simultaneous temperature and strain measurement using two types of high-birefringence fibers in sagnac loop mirror. *Photonics Technology Letters*, 19:2027 – 2029, 2007.
- [89] Nitesh GUPTA et Ramesh SUNDARAM : Fiber optic sensors for monitoring flow in vacuum enhanced resin infusion technology process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(8):1065–1070, 2009.
- [90] Sjoerd HAASL et Göran STEMME : *Flow Sensors*. Elsevier, Oxford, 2008. ISBN 978-0-44-452190-3.
- [91] M. HADJIPROCOPIOU, G. T. REED, L. HOLLAWAY, A. M. THORNE et H. GARDEN : Experimental results and finite element modelling of an embedded polarimetric sensor. *Composites*, 26(11):775–783, 1995.

- [92] R. HADZIC, S. JOHN et I. HERSZBERG : Structural integrity analysis of embedded optical fibres in composite structures. *Composite Structures*, 47:759 – 765, 1999. ISSN 0263-8223.
- [93] J X HAO, G X PENG, C Y LIAW, W C HO, L H CHEN, S TAKAHASHI, J H NG, X Q ZHOU et C LU : *Impact of embedding techniques on FBG sensors*. IEEE, Singapore, 2004. ISBN 0-7803-8549-7.
- [94] Singh HARMET et James S. SIRKIS : Simultaneously Measuring Temperature and Strain Using Optical Fiber Microcavities. *Journal of Lightwave Technology*, 15:647 – 653, 1997.
- [95] L. T. HARPER, T. A. TURNER, J. R. B. MARTIN et N. A. WARRIOR : Fiber alignment in directed carbon fiber preforms - a feasibility study. *Journal of Composite Materials*, 15:1120–1135, 2009.
- [96] J.S. HAYWARD et B. HARRIS : The effect of vacuum assistance in resin transfer moulding. *Composites Manufacturing*, 1(3):161 – 166, 1990. ISSN 0956-7143.
- [97] H. HERNÁNDEZ-MORENO, F. COLLOMBET, B. DOUCHIN, D. CHOQUEUSE, P. DAVIES et J.L. GONZÁLEZ VELÁZQUEZ : Entire Life Time Monitoring of Filament Wound Composite Cylinders Using Bragg Grating Sensors : II. Process Monitoring. *Applied Composite Materials*, 16:173–182, 2009.
- [98] D. HESEKAMP : Curing effects on viscosity of reactive epoxy resin adhesives. *Rheologica Acta*, 35:321–328, 1996.
- [99] Thomas HOBBIEBERBUNKEN, Masaki HOJO, Bodo FIEDLER, Mototsugu TANAKA, Shojiro OCHIAI et Karl SCHULTE : Thermomechanical Analysis of Micromechanical Formation of Residual Stresses and Initial Matrix Failure in CFRP. *JSME International Journal Series A Solid Mechanics and Material Engineering*, 47:349–356, 2004.
- [100] Lee Doh HOON, Lee Woo IL et Kang Moon KOO : Analysis and minimization of void formation during resin transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 66:3281–3289, 2006.
- [101] Kuang-Ting HSIAO, Rex LITTLE, Omar RESTREPO et Bob MINAIE : A study of direct cure kinetics characterization during liquid composite molding. *Selected Contributions from the 7th International Conference on Flow Processes in Composite Materials held at University of Delaware, USA*, 37 (6):925–933, 2006.
- [102] M. HUANG : Stress effects on the performance of optical waveguides. *International Journal of Solids and Structures*, 40(7):1615–1632, 2003.
- [103] Xiaogang HUANG, John W GILLESPIE et Travis BOGETTI : Process induced stress for woven fabric thick section composite structures. *Composite Structures*, 49(3):303–312, 2000.
- [104] Park HYOUNG-JUN et Song MINHO : Linear FBG Temperature Sensor Interrogation with Fabry-Perot ITU Multi-wavelength Reference. *Sensors*, 8:6769–6776, 2008.
- [105] Kim HYUN-MIN, Kim TAE-HYUN, Moon DAE SEUNG, Han YOUNG-GEUN et Chung YOUNGJOO : Simultaneous Measurement of Temperature and Strain Using Long-Period Fiber Grating Inscribed in Photonic Crystal Fiber Combined with Sagnac Loop Mirror. *In Opto-Electronics and Communications Conference*, 2008.

-
- [106] Avila Souza JEFERSON, José Anghinoni nova MARCELO et Alberto Oliviera Rocha LUIZ : Two Dimensional Control Volume Modeling of the resin Infiltration of a Porous Medium with a Heterogeneous Permeability Tensor. *Materials Research*, 11:1439–1450, 2008.
- [107] C. JIANG, G.R. LIU et X. HAN : A Novel Method for Uncertainty Inverse Problems and Application to Material Characterization of Composites. *Experimental Mechanics*, 48:539–548, 2008.
- [108] Li JING, Fu XIANG, Zhang CHUCK, Liang RICHARD et Wang BEN : Optimal injection design for resin transfer molding with in situ permeability measurement and process simulation. *Journal of Composite materials*, 43:1695–1712, 2009.
- [109] Ch. JOCHUM, N. RABEARISON et J. C. GRANDIDIER : Long fibre waviness prediction by a 3d FEM curing model for thick thermosetting epoxy matrices. *In ICCM 17*, 2009.
- [110] M.R. KAMAL et S. SOUROUR : Kinetics and thermal characterization of thermoset cure. *Polymer Engineering and Science*, pages 59–64, 1973.
- [111] Dong-Hoon KANG et Wonseok CHUNG : Integrated monitoring scheme for a maglev guideway using multiplexed FBG sensor arrays. *NDT & E International*, 42(4):260–266, 2009.
- [112] Hyun-Kyu KANG, Dong-Hoon KANG, Chang-Sun HONG et Chun-Gon KIM : Monitoring of fabrication strain and temperature during composite cure using fiber optic sensor. *In Proc. SPIE 4336*, 2001.
- [113] Moon Koo KANG, Woo Il LEE et H. Thomas HAHN : Formation of microvoids during resin-transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 60(12-13):2427–2434, 2000.
- [114] Sang-Guk KANG, Dong-Hoon KANG et Chun-Gon KIM : Real-time monitoring of transverse thermal strain of carbon fiber reinforced composites under long-term space environment using fiber optic sensors. *NDT & E International*, 42(5):361–368, 2009.
- [115] S. KANNAN, J. Z. Y. GUO et P. J. LEMAIRE : Thermal stability analysis of UV-induced fiber Bragg gratings. *Journal of Lightwave Technology*, 15(8):1478–1483, 1997.
- [116] D. KARALEKAS, J. CUGNONI et J. BOTSIS : Monitoring of process induced strains in a single fibre composite using FBG sensor : A methodological study. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39:1118–1127, 2008.
- [117] P. I. KARKANAS : *Cure modelling and monitoring of epoxy/amine resin systems*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne (EPFL), 1998.
- [118] Y. Onur KAS et Cevdet KAYNAK : Ultrasonic (C-scan) and microscopic evaluation of resin transfer molded epoxy composite plates. *Polymer Testing*, 24(1):114–120, 2005.
- [119] R. KASHYAP : *Fiber Bragg gratings*. Academic Press, 1999. ISBN 9780124005600.
- [120] V. KAUSHIK et J. RAGHAVAN : Experimental study of tool-part interaction during autoclave processing of thermoset polymer composite structures. *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*, 41(9):1210–1218, septembre 2010.
- [121] Cevdet KAYNAK, Eralp AKGUL et Nihat Ali ISITMAN : Effects of rtm mold temperature and vacuum on the mechanical properties of epoxy/glass fiber composite plates. *Journal of Composite Materials*, 42(15):1505–1521, 2008.

- [122] Abdelfateh KERROUCHE, J. LEIGHTON, W. J. O. BOYLE, Y. M. GEBREMICHAEL, Tong SUN, Kenneth T. V. GRATTAN et B. TAELJSTEN : Strain Measurement on a Rail Bridge Loaded to Failure Using a Fiber Bragg Grating-Based Distributed Sensor System. *Ieee Sensors Journal*, 8(11-12):2059–2065, 2008.
- [123] A. D. KERSEY et W. W. MOREY : Multiplexed Bragg Grating Fiber-Laser Strain-Sensor System with Mode-Locked Interrogation. *Electronics Letters*, 29(1):112–114, 1993.
- [124] C. KEULEN, B. ROCHA, M. YILDIZ et A. SULEMAN : Monitoring the manufacturing, quality and structural health of resin transfer molded components. *In International Symposium on NDT in Aerospace*, 2010.
- [125] Loleï KHOUN : *Process-Induced Stresses and deformations in Woven composites manufactured by resin transfer moulding*. Thèse de doctorat, McGill University, 2009.
- [126] Loleï KHOUN, Timotei CENTEA et Pascal HUBERT : Characterization Methodology of Thermoset Resins for the Processing of Composite Materials Case Study : CYCOM 890RTM Epoxy Resin. *Journal of Composite Materials*, 44(11):1397–1415, 2010.
- [127] Loleï KHOUN, R. de OLIVIERA, Véronique MICHAUD et Pascal HUBERT : Measurement of process-induced strains by fibre bragg grating optical sensor in resin transfer moulding. *In ICCM 17*, 2009.
- [128] Loleï KHOUN et Pascal HUBERT : Investigation of the dimensional stability of carbon epoxy cylinders manufactured by resin transfer moulding. *Special Issue Flow Processes in Composite Materials*, 41:116–124, 2010.
- [129] Yeong K. KIM et Isaac M. DANIEL : Cure cycle effect on composite structures manufactured by resin transfer molding. *Journal of Composite Materials*, 36(14):1725–1743, 2002.
- [130] G. KIRIKERA, O. BALOGUN et S. KRISHNASWAMY : Fiber Bragg Gratings and Two Wave Mixing Spectral Demodulator System for Impact Detection and Localization. *Proceedings of the Fourth European Workshop on Structural Health Monitoring 2008*, 1:840–846, 2008.
- [131] N. KIUNA, C. J. LAWRENCE, Q. P. V. FONTANA, P. D. LEE, T. SELERLAND et P. D. M. SPELT : A model for resin viscosity during cure in the resin transfer moulding process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(11):1497–1503, 2002.
- [132] L. P. KOLLAR et R. J. Van. STEENKISTE : Calculation of the stresses and strains in embedded fiber optic sensors. *Journal of Composite Materials*, 32(18):1647–1679, 1998.
- [133] G. KRESS : Mechanics of composites materials. Rapport technique, Centre of structure technologies, ETH Zurich, ETH Zurich, 2011.
- [134] Ludovic LABAT, Joel BRÉARD, Sylvie PILLUT-LESAVRE et Guy BOUQUET : Détermination des paramètres d'injection pour minimiser les vides dans les pièces composites. *In XV ième Congrès Français de Mécanique*, 2001.
- [135] L. LABONTE et F. BAHLOUL : *Analyse expérimentale et théorique de la birefringence dans les fibres microstructurees air silice*. Thèse de doctorat, Institut de Recherche en Communications Optiques et Microondes, 2005.

-
- [136] J. LANGE, N. ALTMANN, C. T. KELLY et P. J. HALLEY : Understanding vitrification during cure of epoxy resins using dynamic scanning calorimetry and rheological techniques. *Polymer*, 41(15):5949–5955, 2000.
- [137] Kin-tak LAU, Chi-chiu CHAN, Li-min ZHOU et Wei JIN : Strain monitoring in composite-strengthened concrete structures using optical fibre sensors. *Composites Part B : Engineering*, 32(1):33–45, 2001.
- [138] F. LAUDATI, F. MENNELLA, M. GIORDANO, G. D’ALTRUI, C. CALISTI TASSINI et A. CUSANO : A Fiber-Optic Bragg Grating Seismic Sensor. *Photonics Technology Letters*, 19:1991 – 1993, 2007.
- [139] C. M. LAWRENCE, D. V. NELSON, J. R. SPINGARN et T. BENNET : Measurement of process induced strains in composite materials using embedded fiber optic sensors. *In SPIE Optic*, 1996.
- [140] C. M. LAWRENCE, D. V. NELSON, E. UDD et T. BENNET : A Fiber Optic Sensor for Transverse Strain Measurement. *Experimental Mechanics*, 39(3):202–209, 1999.
- [141] Jeffrey M. LAWRENCE, John BARR, Rajat KARMAKAR et Suresh G. ADVANI : Characterization of preform permeability in the presence of race tracking. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(12):1393–1405, 2004.
- [142] Jeffrey M. LAWRENCE, Peter FRIED et Suresh G. ADVANI : Automated manufacturing environment to address bulk permeability variations and race tracking in resin transfer molding by redirecting flow with auxiliary gates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36(8):1128–1141, 2005.
- [143] Jeffrey M. LAWRENCE, Kuang-Ting HSIAO, Roderic C. DON, Pavel SIMACEK, Gonzalo ESTRADA, E. Murat SOZER, Hubert C. STADTFELD et Suresh G. ADVANI : An approach to couple mold design and on-line control to manufacture complex composite parts by resin transfer molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(7):981–990, janvier 2002.
- [144] F. LEBEL, F. TROCHU et E. RUIZ : Thermosetting matrix composite characterization and cure control via scale model mould. *In FCPM 2009*, 2008.
- [145] Jean Sébastien LECLERC et Edu RUIZ : Porosity reduction using optimized flow velocity in Resin Transfer Molding. *Composites Part A Applied Science and Manufacturing*, 39:1859–1868, 2008.
- [146] Jung-Ryul LEE, Hiroshi TSUDA et Bon-Yong KOO : Single-mode fibre optic Bragg grating sensing on the base of birefringence in surface-mounting and embedding applications. *Optics & Laser Technology*, 39(1):157–164, 2007.
- [147] S. G. LEKHNITSKII : *Theory of Elasticity of an Anisotropic Elastic Body*. Holden-Day, 1963.
- [148] Jinsong LENG et Anand ASUNDI : Structural health monitoring of smart composite materials by using EFPI and FBG sensors. *Sensors and Actuators A : Physical*, 103(3):330–340, janvier 2003.
- [149] Chensha LI, Maosheng CAO, Rongguo WANG, Zhengping WANG, Yingjie QIAO, Libing WAN, Qiu TIAN, Haitao LIU, Deqing ZHANG, Tongxiang LIANG et Chenhe TANG : Fiber-optic composite cure sensor : monitoring the curing process of composite material based on intensity modulation. *Composites Science and Technology*, 63(12):1749–1758, 2003.

- [150] L. LIU, B. M. ZHANG, D. F. WANG et Z. J. WU : Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. *Composite Structures*, 73(3):303–309, 2006.
- [151] Shengchun LIU, Youlong YU, Jintao ZHANG et Xiangfei CHEN : Real-time monitoring sensor system for fiber bragg grating array. *Ieee Photonics Technology Letters*, 19(17-20):1493–1495, 2007.
- [152] S. LONGHI, D. GATTI, P. LAPORTA et M. BELMONTE : Synthesis of fiber Bragg grating filters for optimal DPSK demodulation. *Optical Fiber Technology*, 14:259–261, 2008.
- [153] Changgui LU, Jing CUI et Yiping CUI : Reflection spectra of fiber Bragg gratings with random fluctuations. *Optical Fiber Technology*, 14(2):97–101, 2008.
- [154] Ping LU, Liqiu MEN et Qiying CHEN : Polymer-Coated Fiber Bragg Grating Sensors for Simultaneous Monitoring of Soluble Analytes and Temperature. *Ieee Sensors Journal*, 9(4):340–345, 2009.
- [155] T.S. LUNDSTROM, B.R. GEBART et C.Y. LUNDEMO : Void formation in rtm. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 12(12):1339–1349, 1993.
- [156] J. A. LUOMA et V. R. VOLLER : An explicit scheme for tracking the filling front during polymer mold filling. *Applied Mathematical Modelling*, 24(8-9):575–590, 2000.
- [157] G. LUYCKX, E. VOET, N. LAMMENS et J. DEGRIECK : Strain Measurements of Composite Laminates with Embedded Fibre Bragg Gratings : Criticism and Opportunities for Research. *Sensors*, 11(1):384–408, janvier 2011.
- [158] G. LUYCKX, E. VOET, W. De. WAELE et J. DEGRIECK : Multi-axial strain transfer from laminated CFRP composites to embedded Bragg sensor : I. Parametric study. *Smart Materials & Structures*, 19(10):105017, octobre 2010.
- [159] R MAASKANT, T. ALAVIE, R. M. MEASURES, G. TADROS, S. H. RIZKALLA et A. GUHATHAKURTA : Fiber-optic Bragg grating sensors for bridge monitoring. *Cement & Concrete Composites*, 19(1):21–33, 1997.
- [160] George M. MAISTROS et Ivana K. PARTRIDGE : Monitoring autoclave cure in commercial carbon fibre/epoxy composites. *Composites Part B : Engineering*, 29(3):245–250, 1998.
- [161] M. MAJUMDER, T. K. GANGOPADHYAY, A. K. CHAKRABORTY, K. DASGUPTA et D. K. BHATTACHARYA : Fibre Bragg gratings in structural health monitoring - Present status and applications. *Sensors and Actuators A : Physical*, 147(1):150–164, janvier 2008.
- [162] Jharna MANDAL, Yonghang SHEN, Suchandan PAL, Tong SUN, Kenneth T. V. GRATTAN et Andreas T. AUGOUSTI : Bragg grating tuned fiber laser system for measurement of wider range temperature and strain. *Optics Communications*, 244(1-6):111–121, mars 2005.
- [163] Jan Anders E. MANSON et Leif CARLSSON : *Traité des matériaux : Tome 15*. Presse polytechniques et universitaires romandes, 2004.
- [164] M. MARRONE et S. C. RASHLEAIGH : Polarization Properties of Birefringent Fibers with Stress Rods in the cladding. *Journal of Lightwave Technology*, 2:155 – 160, 1984.

-
- [165] M. MARTINEZ et A. ARTEMEV : Finite element analysis of broken fiber effects on the performance of active fiber composites. *Composite Structures*, 88(3):491–496, 2009.
- [166] M. MERZLYAKOV, G. B. MCKENNA et S. L. SIMON : Cure-induced and thermal stresses in a constrained epoxy resin. *Internal Stresses in Polymer Composites*, 37(4):585–591, 2006.
- [167] D. J. MICHAUD, A. N. BERIS et P. S. DHURJATI : Thick-Sectioned RTM Composite Manufacturing : Part I - In Situ Cure Model Parameter Identification and sensing. *Journal of Composite Materials*, 36:1175–1200, 2001.
- [168] D. J. MICHAUD, A. N. BERIS et P. S. DHURJATI : Thick-Sectioned RTM Composite Manufacturing, Part II. Robust Cure Cycle Optimization and Control. *Journal of Composite Materials*, 36:1201–1225, 2001.
- [169] Craig MICHIE : Optical fiber sensors for advanced composite materials. *Comprehensive Composite Materials*, 5:475–491, 2000.
- [170] S. Anghelescu MIHNEA et M. KHAIRUL ALAM : Carbon Foam Tooling for Aerospace Composites. Rapport technique, Graphtech, 2008.
- [171] B. MINAIE et Y. CHEN : Adaptive control of filling pattern in resin transfer molding process. *Journal of Composite Materials*, 35:1497–1513, 2004.
- [172] B. MINAIE, W. Li. J.GOU, Y CHEN, A. MAMISHEV et A. MESCHER : Direct adaptive control of resin transfer molding. Rapport technique, SAMPE, 2003.
- [173] W. W. MOREY, G. MELTZ et J. M. WEISS : Separation of temperature and strain measurands in fiber bragg grating sensors. *Lasers and Electro-Optics Society Annual Meeting*, 1:454 – 455, 1992.
- [174] A. MUKHERJEE et B. VARUGHESE : Design guidelines for ply drop-off in laminated composite structures. *Composites Part B : Engineering*, 32(2):153–164, 2001.
- [175] M. MULLE : *épreuves technologiques instrumentées à coeur par fibre optique à réseau de Bragg pour l'analyse du comportement thermomécanique du matériau composite dans la structure*. Thèse de doctorat, Institut Clément-Ader, 2007.
- [176] M. MULLE, F. COLOMBET et P. OLIVIER : Assessment of cure residual strains through the thickness of carbon-epoxy laminates using FBGs, Part I : Elementary specimen. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40:94–104, 2009.
- [177] M. MULLE et R. ZITOUNE : Thermal expansion of carbon epoxy laminates measured with embedded FBGS-Comparaison with other experimental techniques and numerical solution. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38:1414–1424, 2006.
- [178] M. MULLE, R. ZITOUNE, F. COLLOMBET, L. ROBERT et Y. H. GRUNEVALD : Embedded FBGs and 3-D DIC for the stress analysis of a structural specimen subjected to bending. *Composite Structures*, 91(1):48–55, 2009.
- [179] Chen NA, Yun BINFENG et Cui YIPING : Cladding index modulated fiber grating. *Optics Communications*, 259:587–591, 2005.

- [180] Chen NA, Yun BINFENG, Wang YIPING et Cui YIPING : Characteristics of cladding index modulated fiber gratings for ambient refractive index sensing. *Optical Fiber Technology*, 15:90–94, 2008.
- [181] Yuichi NAKAZAKI et Shinji YAMASHITA : Fast and wide tuning range wavelength-swept fiber laser based on dispersion tuning and its application to dynamic FBG sensing. *Optics Express*, 17(10):8310–8318, 2009.
- [182] Ajit R. NALLA, Michael FUQUA, James GLANCEY et Benoit LELIEVRE : A multi-segment injection line and real-time adaptive, model-based controller for vacuum assisted resin transfer molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(3):1058–1069, 2007.
- [183] Ph. M. NELLEN, P. MAURON, A. FRANK, U. SENNHAUSER, K. BOHNERT, P. PEQUIGNOT, P. BODOR et H. BRÄNDLE : Reliability of fiber Bragg grating based sensors for downhole applications. *Sensors and Actuators A : Physical*, 103(3):364–376, janvier 2003.
- [184] D. F. NELSON et M. LAX : Theory of the photoelastic interaction. *Phys. Rev. B*, 3:2778–2794, Apr 1971.
- [185] P. C. NEVES, S. A. VALTIERRA, F. ARAUJO, A. J. M. FERREIRA et A. A. FERNANDES : Structural Health-monitoring of GFRP Structures using Embedded Fibre Bragg Gratings. In *ECCM 13*, 2007.
- [186] D. R. NIELSEN et R. PITCHUMANI : Closed-loop flow control in resin transfer molding using real-time numerical process simulations. *Composites Science and Technology*, 62(2):283–298, 2002.
- [187] D. R. NIELSEN et R. PITCHUMANI : Intelligent model based control of preform permeation in liquid composite molding processes, with online optimization. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32:1789–1803, 2008.
- [188] Daniel J. O'BRIEN, Patrick T. MATHER et Scott R. WHITE : Viscoelastic Properties of an Epoxy Resin during Cure. *Journal of Composite Materials*, 35(10):883–904, 2001.
- [189] M. A. OCTEAU, J. M. BALVERS, J. CHEN, A. YOUSEFPOUR et H. E. N. BERSEE : Through-Thickness cure monitoring of thick advanced composites using dielectric sensors. In *ICCM 17*, 2009.
- [190] Yoji OKABE, Shigeki YASHIRO, Ryohei TSUJI, Tadahito MIZUTANI et Nobuo TAKEDA : Effect of thermal residual stress on the reflection spectrum from fiber Bragg grating sensors embedded in CFRP laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 33(7):991–999, janvier 2002.
- [191] Kurt OLOFSSON : Temperature predictions in thick composite laminates at low cure temperatures. *Applied Composite Materials*, 4:1–11, 1997. ISSN 0929-189X.
- [192] John N. OWENS : Variable catalyst injection rate for cycle time reduction in liquid composite molding. In *FPCM 9*, 2008.
- [193] Suchandan PAL, Tong SUN, Kenneth T V GRATTAN, Scott A WADE, Stephen F COLLINS, Gregory W BAXTER, Bernard DUSSARDIER et Gérard MONNOM : Non-linear temperature dependence of Bragg gratings written in different fibres, optimised for sensor applications over a wide range of temperatures. *Sensors and Actuators A : Physical*, 112(2-3):211–219, 2004.

-
- [194] J. PALANIAPPAN, S. L. OGIN, A. M. THORNE, G. T. REED, A. D. CROCOMBE, T. F. CAPELL, S. C. TJIN et L. MOHANTY : Disbond growth detection in composite - composite single-lap joints using chirped FBG sensors. *Deformation and Fracture of Composites : Analytical, Numerical and Experimental Techniques, with regular papers*, 68(12):2410–2417, 2008.
- [195] Nikos G. PANTELELIS : Optimised cure cycles for resin transfer moulding. *Composites Science and Technology*, 63(2):249–264, 2003.
- [196] Nikos G. PANTELELIS : Towards the dynamic optimisation for the cure control of thermoset matrix composite materials. *Composites Science and Technology*, 65:1254–1263, 2005.
- [197] P. P. PARLEVLIET et H. E. N. BERSEE : Measurement of polymerisation shrinkage of matrices for liquid moulding. *In ICCM 17*, 2009.
- [198] P. P. PARLEVLIET, H. E. N. BERSEE et A. BEUKERS : Measurement of (post-)curing strain development with fibre Bragg gratings. *Polymer Testing*, 29(3):291–301, 2010.
- [199] P. P. PARLEVLIET, E. VOET, H. E. N. BERSEE et A. BEUKERS : Process monitoring with fbg sensors during vacuum infusion of thick composite laminates. *In 16th International conference on Composite Materials*, 2007.
- [200] Richard S. PARNAS, Andrew J. SALEM, Thomas A. K. SADIQ, Hsin-Peng WANG et Suresh G. ADVANI : The interaction between micro- and macro-scopic flow in RTM preforms. *Composite Structures*, 27(1-2):93–107, 1994.
- [201] J.P. PASCAULT, H. SAUTEREAU et J. VERDU : *Thermosetting Polymers*. Marcel Dekker AG, 2002.
- [202] N. PATEL et L. JAMES LEE : Modeling of Void formation and removal in liquid composite molding. Part II : Model developpement and implementation. *Polymer Composites*, 17:104–114, 2004.
- [203] N. PATEL et L. J. LEE : Modeling of void formation and removal in liquid composite molding .1. Wettability analysis. *Polymer Composites*, 17(1):96–103, 1996.
- [204] Jincheng PEI, Xichun YANG, Yage ZHAN, Rude ZHU et Shiqing XIANG : On a fiber grating sensor system with the capacity of cross-sensitivity discrimination. *Optik - International Journal for Light and Electron Optics*, 119(12):565–570, janvier 2008.
- [205] Marguerès PHILLIPE, Périé JEAN-NOËL, Perez JULIAN GUTIERREZ et Collombet FRANCIS : Characterization of a composite structure obtained by RFI using HexFIT semi products. *Composites Science and Technology*, 1:1098–1112, 2007.
- [206] Krishna M. PILLAI : Modeling the unsaturated flow in liquid composite molding processes : a review and some thoughts. *Journal of Composite materials*, 38:2097–2118, 2004.
- [207] K. POTTER, B. KHAN, M. WISNOM, T. BELL et J. STEVENS : Variability, fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 39(9):1343–1354, 2008.
- [208] P. QI, M. BANNISTER, X. LIU, A. MICHIE, L. RAJASEKERA et B. ASHTON : Response of an embedded fibre bragg grating to thermal and mechanical loading in a composite laminate. *Materials Forum*, 27:93 –100, 2004.

- [209] Gafsi R. et El-Sherif M.A. : Analysis of induced-birefringence effects on fiber bragg gratings. *Optical Fiber Technology*, 6(3):299–323, 2000.
- [210] Gafsi RACHID et A El-Sherif MAHMOUD : Analysis of induced-Birefringence Effects on Fiber Bragg Gratings. *Optical Fiber Technology*, 6:299–323, 2000.
- [211] Kashyap RAMAN : *Fiber Bragg Gratings*. Academic Press, 1999.
- [212] C. A. RAMOS, R. de OLIVIERA et A. T. MARQUES : Design of an optical fibre sensor patch for longitudinal strain measurement in structures. *Materials & Design*, 30(7):2323–2331, 2009.
- [213] Y. J. RAO : Recent progress in applications of in-fibre Bragg grating sensors. *Optics and Lasers in Engineering*, 31(4):297–324, 1999.
- [214] R. G. REID et R. PASKARAMOORTHY : A novel method to measure residual stresses in unidirectional GFRP. *Composite Structures*, 88(3):388–393, 2009.
- [215] R.G. REID et R. PASKARAMOORTHY : A novel method to measure residual stresses in unidirectional grp. *Composite Structures*, 88(3):388 – 393, 2009. ISSN 0263-8223.
- [216] Omar RESTREPO, Kuang-Ting HSIAO, Alejandro RODRIGUEZ et Bob MINAIE : Development of adaptive injection flow rate and pressure control algorithms for resin transfer molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(6):1547–1568, 2007.
- [217] François ROBITAILLE : Concurrent predictions of flow, thermal and structural properties for textile composites. In *FCCPM 2009*, Montréal, 2008.
- [218] David ROUISSON, Mohini SAIN et M. COUTURIER : Resin transfer molding of hemp fiber composites : optimization of the process and mechanical properties of the materials. *Composites Science and Technology*, 66(7-8):895–906, 2006.
- [219] E. RUIZ, V. ACHIM, S. SOUKANE, F. TROCHU et J. BRÉARD : Optimization of injection flow rate to minimize micro/macro-voids formation in resin transfer molded composites. *Composites Science and Technology*, 66(3-4):475–486, 2006.
- [220] E. RUIZ et F. TROCHU : Numerical analysis of cure temperature and internal stresses in thin and thick RTM parts. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 36(6):806–826, 2005.
- [221] E. RUIZ et F. TROCHU : Multi-criteria thermal optimization in liquid composite molding to reduce processing stresses and cycle time. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(6):913–924, 2006.
- [222] Hugo SARRAZIN, Beomkeun KIM, Sung-Hoon AHN et George S. SPRINGER : Effects of processing temperature and layup on springback. *Journal of Composite Materials*, 29(10):1278–1294, 1995.
- [223] Sebastian SCHOLZ, John W GILLESPIE et Dirk HEIDER : Measurement of transverse permeability using gaseous and liquid flow. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(9):2034–2040, 2007.
- [224] Thomas SCHREIER-ALT, Kathrin BADSTUEBNER, Christian REBHOLZ, Frank ANSORGE et Herbert REICHL : *Stress monitoring in epoxy resins and embedded components during packaging and curing processes*. IEEE, 2007. ISBN 978-1-4244-1130-6.

-
- [225] Thomas SCHREIER-ALT, Florian SCHINDLER-SAEFKOW, Olaf WITLER et Hartmut KITTEL : *Encapsulation of Systems in Package - Process Characterization and Optimization*. IEEE, 2008. ISBN 978-1-4244-2813-7.
- [226] Rashleigh SCOTT C : Origins and control of polarization Effects in Single-Mode Fibers. *Journal of Lightwave Technology*, 1:312 – 331, 1983.
- [227] X. SHU, D. ZHAO, Y. LIU, B. GWANDU, F. FLOREANI, L. ZHANG et I. BENNION : Effectively simultaneous temperature and strain measurement utilising a dual-grating sensor formed by type ia and type iia fbgs. *In Sensors, 2002. Proceedings of IEEE*, volume 2, 2002.
- [228] X. W. SHU, D. H. ZHAO, L. ZHANG et I. BENNION : Use of dual-grating sensors formed by different types of fiber Bragg gratings for simultaneous temperature and strain measurements. *Applied Optics*, 43(10):2006–2012, 2004.
- [229] Manuel SILVA-LOPEZ, Donghui ZHAO, C. LI, William N. MACPHERSON, Gordon M. H. FLOCKHART, Andrew J. MOORE, James S. BARTON, Julian D. JONES, Lin ZHANG et Ian BENNION : Transverse loading of multicore fibre gratings. *In SPIE Optic*, 2004.
- [230] Rodrigo A. SILVA-MUSOZ et Roberto A. LOPEZ-ANIDO : Structural health monitoring of marine composite structural joints using embedded fiber Bragg grating strain sensors. *Composite Structures*, 89(2):224–234, 2009.
- [231] A. A. SKORDOS et Ivana K. PARTRIDGE : Monitoring and heat transfer modelling of the cure of thermoset composites processed by resin transfer moulding. *In Polymer Composites*, 1999.
- [232] Kyung Rak SOHN : Liquid sensors using refractive intensity at the end-face of a glass fiber connected to fiber-Bragg grating. *Sensors and Actuators A : Physical*, 158(2):193–197, 2010.
- [233] B. SOLLER : Monitoring carbon composite structures with optical fiber sensors. Rapport technique, NASA Tech Briefs, 2010.
- [234] Camille SONNENFELD, Sanne SULEJMANI, Thomas GEERNAERT, Sophie EVE, Nicolas LAMMENS, Geert LUYCKX, Eli VOET, Joris DEGREECK, Waclaw URBANCZYK, Pawel MERGO, Martin BECKER, H BARTELT, Francis BERGHMANS et Hugo THIENPONT : Microstructured Optical Fiber Sensors Embedded in a Laminate Composite for Smart Material Applications. *Sensors*, 11(3):2566–2579, mars 2011.
- [235] Larissa SORENSEN : *The response of embedded fbq sensors to nonuniform strains in cfrp composites during processing and delamination*. Thèse de doctorat, Ecole polytechnique fédérale de Lausanne EPFL, 2006.
- [236] Larissa SORENSEN, Thomas GMOR et John BOTSIS : Residual strain development in an AS4/PPS thermoplastic composite measured using fibre Bragg grating sensors. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(2):270–281, 2006.
- [237] L. SORRENTINO, C. BELLINI, L. CARRINO, A. LEONE, E. MOSTARDA et L. TERSIGNI : Cure Process design to manufacture composite conents with variable thickness by a closed die technology. *In ICCM 17*, 2009.

- [238] E. M. SOZER, S. BICKERTON et Suresh G. ADVANI : On-line strategic control of liquid composite mould filling process. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 31(12):1383–1394, 2000.
- [239] T. STAFFAN et LUNDSTROM : Measurement of void collapse during resin transfer moulding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(3):201 – 214, 1997. ISSN 1359-835X.
- [240] R.J.V. STEENKISTE et G.S. SPRINGER : *Strain and temperature measurement with fiber optic sensors*. Sterilization Validation and Routine Operation Handbook Series. Technomic Pub. Co., 1997. ISBN 9781566764803.
- [241] A. M. STOLIN, A. G. MERZHANOV et A. Ya. MALKIN : Non-isothermal phenomena in polymer engineering and science : A review. part ii : Non-isothermal phenomena in polymer deformation. *Polymer Engineering & Science*, 19(15):1074–1080, 1979. ISSN 1548-2634.
- [242] Hui SU et Xu Guang HUANG : Fresnel-reflection-based fiber sensor for on-line measurement of solute concentration in solutions. *Sensors and Actuators B : Chemical*, 126(2):579–582, janvier 2007.
- [243] Rupali SURESH, Swee Chuan TJIN et S. BHALLA : Multi-component force measurement using embedded fiber Bragg grating. *Optics & Laser Technology*, 41(4):431–440, 2009.
- [244] J. Magnus SVANBERG et J. Anders HOLMBERG : Prediction of shape distortions Part I. FE-implementation of a path dependent constitutive model. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(6):711–721, 2004. ISSN 1359-835X.
- [245] Hua TAN, Tonmoy ROY et Krishna M. PILLAI : Variations in unsaturated flow with flow direction in resin transfer molding : An experimental investigation. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(8):1872–1892, 2007.
- [246] Xiaoming TAO, Liqun TANG, Wei-chong DU et Chung-loong CHOY : Internal strain measurement by fiber Bragg grating sensors in textile composites. *Composites Science and Technology*, 60(5):657–669, 2000.
- [247] S. THOMAS, C. BONGIOVANNI et S. R. NUTT : In situ estimation of through-thickness resin flow using ultrasound. *Composites Science and Technology*, 68:3093–3098, 2008.
- [248] L. TRIBUT, F. FENOUILLOT et C. CARROT : Rheological behavior of thermoset/thermoplastic blends during isothermal curing : experiments and modeling. *Journal of Polymer*, 48:6639–6647, 2007.
- [249] François TROCHU, Edu RUIZ, V ACHIM et Sofiane SOUKANE : Advanced numerical simulation of liquid composite molding for process analysis and optimization. *Selected Contributions from the 7th International Conference on Flow Processes in Composite Materials held at University of Delaware, USA*, 37(6):890–902, 2006.
- [250] Liren TSAI, Tsung-Chieh CHENG, Chih-Lang LIN et Chia-Chin CHIANG : Application of the embedded Optical Fiber Bragg Grating sensors in curing monitoring of Gr/Epoxy laminated composites. *In Proc. SPIE 7293*, 2009.
- [251] S.W. TSAI : *Theory of composites design*. Think Composites, 1992.

-
- [252] Goker TUNCOL, Murat DANISMAN, Alper KAYNAR et E Murat SOZER : Constraints on monitoring resin flow in the resin transfer molding (RTM) process by using thermocouple sensors. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(5):1363–1386, 2007.
- [253] Graham TWIGG, Anoush POURSAITIP et Göran FERNLUND : An experimental method for quantifying tool-part shear interaction during composites processing. *Composites Science and Technology*, 63(13):1985–2002, 2003.
- [254] Graham TWIGG, Anoush POURSAITIP et Göran FERNLUND : Tool - part interaction in composites processing. Part I : experimental investigation and analytical model. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(1):121–133, 2004.
- [255] Stéphane VACHER : *Capteurs à fibres optiques pour le contrôle de l'élaboration et la caractérisation mécanique des matériaux composites*. Thèse de doctorat, Ecole Des Mines de St-Etienne, 2004.
- [256] A. M. VENGSARKAR, W. C. MICHIE, L. JANKOVIC, B. CULSHAW et R. O. CLAUS : Fiberoptic Dual-Technique Sensor for Simultaneous Measurement of Strain and Temperature. *Journal of Lightwave Technology*, 12(1):170–177, 1994.
- [257] A. VIEIRA, R. de OLIVIERA, O. FRAZÃO, J. M. BAPTISTA et A. T. MARQUES : Effect of the recoating and the length on fiber Bragg grating sensors embedded in polymer composites. *Materials & Design*, 30(5):1818–1821, 2009.
- [258] E. VOET, G. LUYCKX, W. De WAELE et J. DEGRIECK : Multi-axial strain transfer from laminated CFRP composites to embedded Bragg sensor : II. Experimental validation. *Smart Materials & Structures*, 19(10):105018, octobre 2010.
- [259] R. B. WAGREICH, W. A. ATIA, H. SINGH et J. S. SIRKIS : Effects of diametric load on fibre Bragg gratings fabricated in low birefringent fibre. *Electronics Letters*, 32(13):1223–1224, 1996.
- [260] Chung-Yue WANG, Hao-Lin WANG et Ming-Hung CHEN : Structural Health Monitoring Activities of applying Optical Fiber Sensors in Taiwan. In *Optical Fiber Sensors (OFS)*, volume 1, 2006.
- [261] P. WANG : *Etude numérique et expérimentale des procédés d'élaboration des matériaux composites par infusion de résine*. Thèse de doctorat, Ecole Des Mines de St-Etienne, 2010.
- [262] Tong-Hong WANG et Wen-Bin YOUNG : Study on residual stresses of thin-walled injection molding. *European Polymer Journal*, 41(10):2511–2517, 2005.
- [263] Y. WANG, B. HAN, DW KIM, BAR-COHN et P. JOSEPH : Integrated Measurement Technique for Curing Process-Dependent Mechanical Properties of Polymeric Materials Using Fiber Bragg Grating. *Experimental Mechanics*, 48:107–117, 2007.
- [264] Yong WANG, Laura WOODWORTH et Bongtae HAN : *Advanced Method to Determine the Curing-induced Evolutions of Chemical Shrinkage and Modulus*. IEEE, 2009. ISBN 978-1-4244-4475-5.
- [265] Jin WEI, Michie W. CRAIG, Thursby GRAHAM, Konstantaki MARIA et Culshaw BRIAN : Simultaneous measurement of strain and temperature error analysis. *Optical Engineering*, 36(2):598–609, 1997.

- [266] Jin WEI, Michie W. CRAIG, Graham THURSBY, Maria KONSTANTAKI et Brian CULSHAW : Simultaneous measurement of strain and temperature : error analysis. *Optical Engineering*, 36:598–610, 1997.
- [267] Y. WEI C, C. C. YE, S. W. JAMES, R. P. TATAM et E. IRVING P. : An experimental approach to quantify strain transfer efficiency of fibre bragg grating sensors to host structures. *In ICCM 13*, 2001.
- [268] J. R. WEITZENBUCK, R. A. SHENOI et P. A. WILSON : Radial flow permeability measurement. Part B : Application. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(6):797–813, 1999.
- [269] S. R. WHITE et Y. K. KIM : Process-induced residual stress analysis of AS4/3501-6 composite material. *Mechanics of Composite Materials and Structures*, 5(2):153–186, 1998.
- [270] M. R. WISNOM, M. GIGLIOTTI, N. ERSOY, M. CAMPBELL et K. D. POTTER : Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer - matrix composite structures. *Internal Stresses in Polymer Composites*, 37(4):522–529, 2006.
- [271] WOJTEK, Wojtek J. BOCK, MAGDALENA et S. NAWROCKA : Fiber optic sensor for automotive applications. *Sensors*, 1:248 – 251, 2004.
- [272] Allan C. L. WONG, Paul A. CHILDS, Richard BERNDT, Tony MACKEN, Gang-Ding PENG et Nadarajah GOWRIPALAN : Simultaneous measurement of shrinkage and temperature of reactive powder concrete at early-age using fibre Bragg grating sensors. *Cement and Concrete Composites*, 29(6):490–497, 2007.
- [273] M. G. XU, J. L. ARCHAMBAULT, L. REEKIE et J. P. DAKIN : Discrimination between Strain and Temperature Effects using Dual-Wavelength Fiber Grating Sensors. *Electronics Letters*, 30 (13):1085–1087, 1994.
- [274] Zhao XUEFENG, Gou JIHUA, Song GANGBING et Ou JINPING : Strain monitoring in glass fiber reinforced composites embedded with carbon nanopaper sheet using Fiber Bragg Grating sensors. *Composites Part B : Engineering*, 40:134–140, 2008.
- [275] Xichun YANG, Jincheng PEI, Yage ZHAN, Rude ZHU, Hong HE et Shiqing XIANG : Some engineering issues of an FBG sensor with the dual gratings parallel matched interrogation method. *Optik - International Journal for Light and Electron Optics*, 120(1):20–23, 2009.
- [276] Bekir YENILMEZ et E. MURAT SOZER : A grid of dielectric sensors to monitor mold filling and resin cure in resin transfer molding. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40 (4):476–489, 2009.
- [277] Wang YIPING, Chen NA, Yun BINFENG, Wang ZHUYUAN, Lu CHANGGUI et Cui YIPING : Effects of distributed birefringence on fiber Bragg grating under non-uniform transverse load. *Optics & Laser Technology*, 40:1037–1040, 2008.
- [278] H. W. YU et W. B. YOUNG : Optimal design of process parameters for resin transfer molding. *Journal of Composite Materials*, 31(11):1113–1140, 1997.
- [279] Libo YUAN, Limin ZHOU et Jingshen WU : Investigation of a coated optical fiber strain sensor embedded in a linear strain matrix material. *Optics and Lasers in Engineering*, 35(4):251–260, 2001.

-
- [280] M. ZARRELLI, A. A. SKORDOS et I. K. PARTRIDGE : Investigation of cure induced shrinkage in unreinforced epoxy resin. *Plastics Rubber and Composites*, 31(9):377–384, 2002.
- [281] Yage ZHAN, Shaolin XUE, Qinyu YANG, Shiqing XIANG, Hong HE et Rude ZHU : A novel fiber Bragg grating high-temperature sensor. *Optik - International Journal for Light and Electron Optics*, 119(11):535–539, janvier 2008.
- [282] Yong ZHAO et Yanbiao LIAO : Discrimination methods and demodulation techniques for fiber Bragg grating sensors. *Optics and Lasers in Engineering*, 41(1):1–18, 2004.
- [283] G. ZHOU, L. M. SIM, P. A. BREWSTER et A. R. GILES : Through-the-thickness mechanical properties of smart quasi-isotropic carbon/epoxy laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 35(7-8):797–815, 2004.

Modèle thermomécanique

L'objet de cet annexe est de présenter en détail le modèle thermomécanique utilisé dans cette thèse pour établir la relation entre le champs de déformation à l'infini dans le matériau et le champs de déformation dans le capteur (figure A.1). L'ensemble des hypothèses est présenté dans le chapitre 4 (page 114).

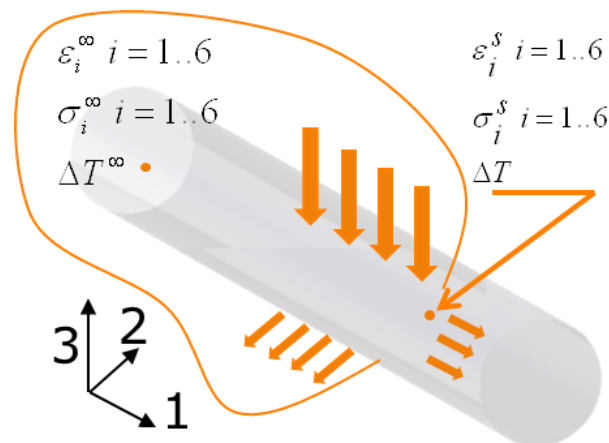


Figure A.1 – Distribution du champ de déformation et de température aux alentours d'une fibre optique insérée dans un matériau composite

A.1 Analyse du champ de contrainte et de déformation dans le matériau à proximité du capteur

A.1.1 Relation déformation-déplacement

Lorsque l'on place un capteur insitu dans un matériau on perturbe localement la distribution de contrainte et de température. A une certaine distance de celui-ci, la perturbation du capteur devient négligeable et on obtient ainsi une bonne approximation des champs de déformation et

de température dans le matériau à l'infini. Le but est d'exprimer ici ces champs à partir de la théorie de l'élasticité développé par Lekhnitskii.

On note $R(1, 2, 3)$ le repère global dont l'axe 1 est confondu avec l'axe de la fibre optique. On peut écrire à chaque point du matériau ou de la fibre optique les relations suivantes entre les déformations (ε_i) et les déplacements (u_1, u_2 et u_3) en petites perturbations :

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_1} & \varepsilon_4 &= \frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \\ \varepsilon_2 &= \frac{\partial u_2}{\partial x_2} & \varepsilon_5 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \\ \varepsilon_3 &= \frac{\partial u_3}{\partial x_3} & \varepsilon_6 &= \frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \end{aligned} \quad (\text{A.1})$$

A.1.2 Champ de contrainte

La relation entre contrainte et déformation est donnée par la loi de Hooke généralisée. On peut l'écrire sous la forme suivante :

$$\sigma_i^\infty = Q_{ij} (\varepsilon_j^\infty - \alpha_j \Delta T) \quad (\text{A.2})$$

avec Q_{ij} la matrice de rigidité du matériau composite et α ses coefficients de dilatation thermique. La matrice de souplesse associée :

$$S_{ij}^c = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{11}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (\text{A.3})$$

La matrice des coefficients de dilatation thermique :

$$\alpha_i = \begin{bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_3 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (\text{A.4})$$

L'insertion d'un capteur dans un matériau perturbe localement le champ de contrainte. Cette perturbation s'exprime selon Lekhnitskii [147] par l'intermédiaire du terme σ_i^p . La contrainte à proximité du capteur en un point P s'écrit sous la forme suivante :

$$\sigma_i = \sigma_i^\infty + \sigma_i^p \quad (\text{A.5})$$

A.1.3 Champ de déplacement

Tout comme le champs de contrainte, on peut écrire en tout point du matériau la déformation par l'intermédiaire d'une contribution de la déformation à l'infini ε_i^∞ et d'une déformation liée à la perturbation de la fibre optique ε_i^p . Ainsi on a :

$$\begin{aligned}\varepsilon_i &= \varepsilon_i^\infty + \varepsilon_i^p \\ u_i &= u_i^\infty + u_i^p\end{aligned}\tag{A.6}$$

Le champ à l'infini est obtenu en intégrant les déformations A.1. Ainsi en l'absence de mouvement rigide, on peut écrire la relation suivante :

$$\begin{aligned}u_1^\infty &= x_1\varepsilon_1^\infty + x_2\varepsilon_6^\infty + x_3\varepsilon_5^\infty \\ u_2^\infty &= x_2\varepsilon_2^\infty + \frac{1}{2}x_3\varepsilon_4^\infty \\ u_3^\infty &= \frac{1}{2}x_2\varepsilon_4^\infty + x_3\varepsilon_3^\infty\end{aligned}\tag{A.7}$$

A.2 Contraintes et déformations engendrées par l'inclusion

Lekhnitskii [147] a développé la théorie de l'élasticité appliquée aux corps anisotropes. Il résout les équations d'équilibre en introduisant une fonction de forme. On se propose d'appliquer cette démarche pour déterminer de manière analytique le champ de contrainte induit par l'insertion d'une fibre optique dans un matériau composite orthotrope.

A.2.1 Loi de comportement

On considère la fibre optique comme un corps rigide de longueur infinie, de telle sorte à pouvoir appliquer les hypothèses d'un problème en déformation plane. Ainsi on a $\varepsilon_1 = 0$ et les variables σ et ϵ ne dépendent que de y et z .

En appliquant l'hypothèse de déformation plane $\varepsilon_1 = \sum_{j=1}^6 S_{1j}\sigma_j = 0$ et en éliminant σ_1 , on peut réécrire la loi de Hooke sous la forme suivante :

$$\begin{aligned}\varepsilon_i &= \beta_{ij}\sigma_j \\ \text{et } \beta_{ij} &= S_{ij} - \frac{S_{i1}S_{j1}}{S_{11}}\end{aligned}\tag{A.8}$$

A.2.2 Définition des fonction d'Airy

On pose deux fonction $F(y,z)$ et $\psi(y, z)$ appelées fonction d'Airy qui dérivent des fonctions de contrainte. Elles sont choisies de telle sorte à satisfaire les équations d'équilibre. Ainsi on peut écrire les contraintes sous la forme suivante :

$$\begin{aligned}\sigma_2 &= \frac{\partial^2 F(y,z)}{\partial z^2} & \sigma_5 &= -\frac{\partial \psi(y,z)}{\partial y} \\ \sigma_3 &= \frac{\partial^2 F(y,z)}{\partial y^2} & \sigma_6 &= \frac{\partial^2 F(y,z)}{\partial x \partial y} \\ \sigma_4 &= -\frac{\partial \psi(y,z)}{\partial y \partial z}\end{aligned}\tag{A.9}$$

Ces fonctions de contrainte doivent vérifier les équations de compatibilité issues des conditions d'intégrabilité du champ de déplacement. Ainsi les fonctions de contraintes F et ψ doivent vérifier les équations suivantes :

$$\begin{aligned}\beta_{22} \frac{\partial^4 F(y,z)}{\partial z^4} + (\beta_{44} + 2\beta_{23}) \frac{\partial^4 F(y,z)}{\partial y^2 \partial z^2} + \beta_{33} \frac{\partial^4 F(y,z)}{\partial y^4} \\ \beta_{55} \frac{\partial^3 \psi(y,z)}{\partial z \partial y^2} + \beta_{66} \frac{\partial^3 \psi(y,z)}{\partial z^3}\end{aligned}\tag{A.10}$$

A.2.3 Polynômes caractéristiques

Ces équations peuvent être intégrées en les écrivant par l'intermédiaire des opérateurs différentiels L_2 et L_4 tel que $L_4 F = 0$ et $L_2 \psi = 0$. Ces opérateurs différentiels se factorisent sous la forme $L_4 = D_4 D_3 D_2 D_1$ et $L_2 = D_6 D_5$ où les D_k sont définis par :

$$D_k = \frac{\partial}{\partial y} - \mu_k \frac{\partial}{\partial x} \quad k = 1..6\tag{A.11}$$

Par identification on trouve les polynômes caractéristiques des équations (Equation A.10) suivants :

$$\begin{aligned}\beta_{22} \mu^4 + (\beta_{44} + 2\beta_{23}) \mu^2 + \beta_{33} &= 0 \\ \beta_{66} \mu^2 + \beta_{55} &= 0\end{aligned}\tag{A.12}$$

Les racines de ces polynômes sont respectivement $\mu_1, \mu_2, \mu_3, \mu_4$ et μ_5, μ_6 .

$$\begin{aligned}\mu_1 &= \mu_R + i\mu_I \\ \mu_2 &= -\mu_R + i\mu_I \quad \mu_5 = i\kappa \\ \mu_3 &= \mu_R - i\mu_I \quad \mu_6 = -i\kappa \\ \mu_4 &= -\mu_R - i\mu_I\end{aligned}\tag{A.13}$$

Avec $\mu_R = \sqrt{\sqrt{\frac{\beta_{33}}{4\beta_{22}} - \frac{\beta_{44}+2\beta_{23}}{4\beta_{22}}}}$ et $\mu_I = \sqrt{\sqrt{\frac{\beta_{33}}{4\beta_{22}} + \frac{\beta_{44}+2\beta_{23}}{4\beta_{22}}}}$ $\kappa = \sqrt{\frac{\beta_{55}}{\beta_{66}}}$

A.2.4 Forme des fonctions d'Airy

La transformation de l'équation (Equation A.10) par l'intermédiaire des polynômes caractéristiques permet de réduire cette équation à l'intégration de plusieurs dérivées partielles du premier ordre. La solution de l'équation $L_4 = D_4 D_3 D_2 D_1$ peut s'écrire sous la forme suivante :

$$F(y, z) = \sum_{i=1}^4 F_i(y + \mu_i z)\tag{A.14}$$

Sachant que $\mu_3 = \bar{\mu}_1$ et $\mu_4 = \bar{\mu}_2$ on a donc :

$$\begin{aligned} \text{On a } F_3(x + \mu_3 y) &= F_3(x + \bar{\mu}_1 y) = \bar{F}_1(x + \mu_1 y) \\ F_4(x + \mu_4 y) &= F_4(x + \bar{\mu}_2 y) = \bar{F}_2(x + \mu_2 y) \end{aligned} \quad (\text{A.15})$$

En introduisant l'équation A.15 dans l'équation A.14 on peut écrire la fonction de contrainte F et ψ sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} F(y, z) &= 2\Re [F_1(y + \mu_1 z) + F_2(y + \mu_2 z)] \\ \psi(y, z) &= 2\Re [\psi_5(y + \mu_5 z)] \end{aligned} \quad (\text{A.16})$$

A.2.5 Définition de la fonction de forme

En connaissant les expressions de F et ψ il est possible de déterminer les contraintes en intégrant les équations. Nous définissons trois fonctions que l'on appelle fonction de forme, de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \Phi_1(z_1) &= \frac{dF_1(z_1)}{dz_1} \quad \text{avec } z_1 = y + \mu_1 z \\ \Phi_2(z_2) &= \frac{dF_2(z_2)}{dz_2} \quad \text{avec } z_2 = y + \mu_2 z \\ \Phi_3(z_3) &= \psi_5(z_3) \quad \text{avec } z_3 = y + \mu_3 z \end{aligned} \quad (\text{A.17})$$

Sous cette écriture on peut exprimer les fonctions de contraintes en fonction des dérivées de la fonction de forme par l'intermédiaire des relations suivantes :

$$\begin{aligned} \frac{dF}{dy} &= 2\Re(\Phi_1 + \Phi_2) \\ \frac{dF}{dz} &= 2\Re(\mu_1 \Phi_1 + \mu_2 \Phi_2) \\ \psi &= 2\Re(\Phi_3) \end{aligned} \quad (\text{A.18})$$

On peut donc exprimer les contraintes induites par l'inclusion sous la forme suivante d'après l'équation A.9 :

$$\begin{aligned} \sigma_1^p &= -(v_{xz}\sigma_1^p + v_{yz}\sigma_2^p) \\ \sigma_2^p &= 2\Re \left[\mu_1^2 \Phi_1'(z_1) + \mu_2^2 \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_3^p &= 2\Re \left[\Phi_1'(z_1) + \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_4^p &= -2\Re \left[\mu_1 \Phi_1'(z_1) + \mu_2 \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_5^p &= -2\Re \left[\Phi_3'(z_3) \right] \\ \sigma_6^p &= 2\Re \left[\mu_3 \Phi_3'(z_3) \right] \end{aligned} \quad (\text{A.19})$$

Afin d'exprimer les conditions limites de notre problème il est intéressant d'effectuer un changement de variable. Dans notre problème on exprime des conditions de continuité de champs de déplacement et de contrainte à la surface de la fibre optique supposée circulaire. On cherche une fonction ζ_k fonction de z_k de module unitaire sur le cercle et de module strictement supérieur à 1 dans le matériau composite. Sur le cercle on peut écrire $\zeta_k = e^{i\theta}$, avec $\theta = 0..2\pi$. Ainsi on a :

$$z_k = a \cos(\theta) + \mu_k a \sin(\theta) = \frac{a - i\mu_k a}{2} \zeta_k + \frac{a + i\mu_k a}{2} \frac{1}{\zeta_k} \quad (\text{A.20})$$

En inversant on a :

$$\zeta_k = \frac{z_k + \sqrt{z_k^2 - a^2 - \mu_k^2 a^2}}{a - i\mu_k a} \quad (\text{A.21})$$

Les fonctions de forme sont supposées développables en séries entières puisqu'on les a considérées dérivables par rapport à z_k . Nous pouvons donc écrire :

$$\Phi_k = \sum_{m=1}^{\infty} A_{km} \zeta_k^{-m} \quad (\text{A.22})$$

Dans notre étude on se limitera au premier terme pour simplifier la résolution numérique du problème. Les nombres complexes A_k sont déterminés à partir des conditions limites.

A.3 Expression des déplacements et contraintes

Comme nous l'avons vu dans la partie précédente, les contraintes sont directement issues des fonctions de contraintes. On a donc :

$$\begin{aligned} \sigma_1^p &= -(v_{xz}\sigma_1^p + v_{yz}\sigma_2^p) \\ \sigma_2^p &= 2\text{Re} \left[\mu_1^2 \Phi_1'(z_1) + \mu_2^2 \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_3^p &= 2\text{Re} \left[\Phi_1'(z_1) + \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_4^p &= -2\text{Re} \left[\mu_1 \Phi_1'(z_1) + \mu_2 \Phi_2'(z_2) \right] \\ \sigma_5^p &= -2\text{Re} \left[\Phi_3'(z_3) \right] \\ \sigma_6^p &= 2\text{Re} \left[\mu_3 \Phi_3'(z_3) \right] \end{aligned} \quad (\text{A.23})$$

Les déplacements u_i^p sont déduits de la relation entre déformation et déplacement et s'écrivent par l'intermédiaire des fonctions de forme par les expressions suivantes :

$$\begin{aligned} u_1^p &= 2\text{Re} [p_1 \Phi_3(z_3)] \\ u_2^p &= 2\text{Re} [q_1 \Phi_1(z_1) + q_2 \Phi_2(z_2)] \\ u_3^p &= 2\text{Re} [r_1 \Phi_1(z_1) + r_2 \Phi_2(z_2)] \\ q_1 &= (\beta_{22}\mu_1^2 + \beta_{23}) \quad r_1 = \left(\beta_{23}\mu_1 + \frac{\beta_{33}}{\mu_1} \right) \quad p_3 = -\frac{\beta_{55}}{\mu_3} \\ q_2 &= (\beta_{22}\mu_2^2 + \beta_{23}) \quad r_2 = \left(\beta_{23}\mu_2 + \frac{\beta_{33}}{\mu_2} \right) \end{aligned} \quad (\text{A.24})$$

A.3.1 Champs de contraintes dans le capteur

Les déformations à l'intérieur du capteur sont dues essentiellement à deux facteurs. Le capteur inséré dans un matériau composite est soumis à des déformations induites lors de la fabrication du matériau, et d'autre part, à des déformations induites par le champs de déformation à l'infini. Ainsi on peut écrire la déformation totale à l'intérieur du capteur ε_i^t sous la forme suivante :

$$\varepsilon_i^t = \varepsilon_i^r + \varepsilon_i^s \quad (\text{A.25})$$

Avec ε_i^r la déformation résiduelle et ε_i^s la déformation appliquée sur le capteur.

A.3.2 Conditions de continuité

Par hypothèse l'interface entre le capteur et le matériau est parfaite, ainsi les déplacements du capteur et du matériau sont égaux à l'interface. On a donc :

$$u_i^s = u_i = u_i^p + u_i^\infty \quad (\text{A.26})$$

Le choix de la fonction de forme implique que si la condition à l'interface est respectée en deux points elle est vrai partout. Ainsi on considère les points A et B à l'interface du capteur et du matériau (cf. figure A.2)

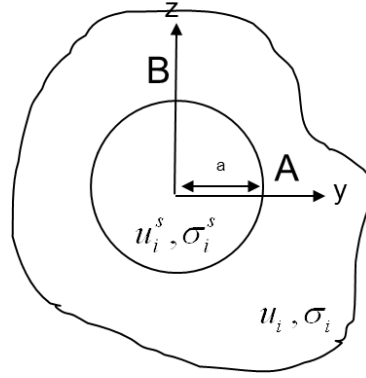


Figure A.2 – Continuité des champs de déplacements et de contraintes à l'interface fibre optique/matériau

Aux points A et B on peut donc écrire que la contrainte en traction à l'interface est identique dans le matériau et au sein du capteur. Ainsi on peut écrire :

$$\begin{array}{ll} u_i^s = u_i \text{ avec } i = 1..3 & u_i^s = u_i \text{ avec } i = 1..3 \\ \text{Au pt A : } \begin{array}{l} \sigma_2^s = \sigma_y^s = \sigma_y \\ \sigma_4^s = \sigma_{yz}^s = \sigma_{yz} \\ \sigma_6^s = \sigma_{xy}^s = \sigma_{xy} \end{array} & \text{Au pt B : } \begin{array}{l} \sigma_3^s = \sigma_z^s = \sigma_z \\ \sigma_4^s = \sigma_{yz}^s = \sigma_{yz} \\ \sigma_5^s = \sigma_{xz}^s = \sigma_{xz} \end{array} \end{array} \quad (\text{A.27})$$

Avec σ_i^s la contrainte au sein du capteur et σ_i la contrainte dans le matériau à proximité du capteur. La contrainte σ_i s'écrit en fonction du champ de contrainte à l'infini et du champ de contrainte perturbée.

$$\sigma_i^s = \sigma_i^p + \sigma_i^\infty \quad (\text{A.28})$$

La relation entre déformation et déplacement permet d'écrire les déplacements u_i^s au sein du capteur en prenant en compte la rotation Θ^s engendrée le mouvement rigide :

$$\begin{aligned}
 u_1^s &= x\varepsilon_1^s + y\varepsilon_6^s + z\varepsilon_5^s \\
 u_2^s &= y\varepsilon_2^s + \frac{1}{2}z\varepsilon_4^s - \Theta^s z \\
 u_3^s &= \frac{1}{2}y\varepsilon_4^s + z\varepsilon_3^s + \Theta^s y
 \end{aligned} \tag{A.29}$$

Avec Θ^s le déplacement angulaire du capteur causé par la rotation de corps rigide.

A.3.3 Contraintes dans le capteur

Les contraintes dans le capteur s'écrivent à partir de la loi de comportement du matériau sous la forme suivante :

$$\sigma_i^s = Q_{ij}^s \left(\varepsilon_j^s - \alpha_j^s \Delta T \right) \tag{A.30}$$

A ce stade du problème il est impossible de solutionner le système d'équations A.27 car nous avons 13 inconnues (ε_j^s , les parties réelles et imaginaires de A_1 , A_2 et A_3 , et la rotation rigide Θ^s) pour 12 équations. Ainsi il est nécessaire d'introduire une 13 ième équation en faisant une hypothèse sur la déformation longitudinale du capteur. On fait l'hypothèse que la déformation ε_1^s est uniforme dans le capteur. On a donc une équation supplémentaire qui s'écrit :

$$\varepsilon_1^s = \varepsilon_1^\infty \tag{A.31}$$

Avec cette hypothèse on peut résoudre le système d'équation A.27, et déterminer les contraintes dans le capteur issu du champ de contrainte à l'infini et de la température. Il s'agit donc d'une approche directe. Dans notre cas le champ de contrainte dans le matériau à l'infini est l'inconnu, et le champ de contrainte dans le capteur peut être déterminé à travers un modèle photo élastique reprenant les caractéristiques du réseau de Bragg.

A.4 Relation entre les déformations à l'infini et les déformations dans la fibre

Le problème revient donc à résoudre un système à trois équations qui comprends l'équation de continuité en déplacement, l'équation de continuité en contrainte et une hypothèse sur la déformation le long du capteur. Ainsi on a à résoudre, sous une forme matricielle, le système suivant :

$$\begin{aligned}
 \kappa\varepsilon^s + H\theta &= \kappa\varepsilon^\infty + UA \\
 WQ^m\varepsilon^\infty &= WQ^s\varepsilon^s - LA + W(N - M) \\
 \varepsilon_1^s &= \varepsilon_1^\infty
 \end{aligned} \tag{A.32}$$

Avec ε^s , ε^∞ respectivement la déformation dans le capteur et à l'infini. L'ensemble des matrices est détaillé en annexe B. En éliminant la matrice A représentant les coefficients de la fonction de forme, on peut écrire la relation suivante entre les déformations dans la fibre et les déformations à l'infini.

$$\varepsilon^\infty = \left[(L^{-1}WQ^m - U^{-1}\kappa)^{-1} (L^{-1}WQ^s - U^{-1}\kappa) \right] \varepsilon^s + L^{-1}W(N - M) \quad (\text{A.33})$$

La résolution du problème a été réalisée sous Maple. Le détail de l'écriture du problème sous forme matricielle, et de la solution de ce système est donnés en annexe B.

Modèle thermomécanique forme matricielle

B.1 Ecriture de la condition de continuité de déplacement au point A et B

B.1.1 Champs de déplacement à l'infini

$$U^\infty = \begin{bmatrix} u_{1A}^\infty \\ u_{1B}^\infty \\ u_{2A}^\infty \\ u_{2B}^\infty \\ u_{3A}^\infty \\ u_{3B}^\infty \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \varepsilon^\infty = \begin{bmatrix} \varepsilon_1^\infty \\ \varepsilon_2^\infty \\ \varepsilon_4^\infty \\ \varepsilon_5^\infty \\ \varepsilon_6^\infty \end{bmatrix}$$

la relation entre les déformations à l'infini et les déplacements (équations A.7) peut s'écrire sous la forme matricielle suivante :

$$U^\infty = \kappa \varepsilon^\infty$$

$$\text{Avec } \kappa = \begin{bmatrix} a & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0.5a \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0.5a \\ 0 & a & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a & 0 \\ 0 & 0 & a & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

B.1.2 Champs de déplacement dans le capteur

De la même manière que pour le champ de déplacement à l'infini on peut écrire la condition de continuité sous la forme matricielle suivante :

$$U^s = \kappa \varepsilon^s + H\theta$$

$$\text{Avec } H = \begin{bmatrix} 0 \\ -a \\ a \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}$$

B.1.3 Champs de déplacement engendré par l'inclusion

La théorie de Lekhnitskii nous donne les champs de déplacement par les équations décrites dans la partie précédente. On écrit le champs de déplacement au point A(v=0) et au point B(v=Pi/2) sous la forme matricielle suivante :

$$U^p = UA$$

$$\text{Avec } U = \begin{bmatrix} \text{Re}(p_1) & -\text{Im}(p_1) & \text{Re}(p_2) & -\text{Im}(p_2) & 0 & 0 \\ \text{Im}(p_1) & \text{Re}(p_1) & \text{Im}(p_2) & \text{Re}(p_2) & 0 & 0 \\ \text{Re}(q_1) & -\text{Im}(q_1) & \text{Re}(q_2) & -\text{Im}(q_2) & 0 & 0 \\ \text{Im}(q_1) & \text{Re}(q_1) & \text{Im}(q_2) & \text{Re}(q_2) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \text{Re}(r_3) & -\text{Im}(r_3) \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \text{Im}(r_3) & \text{Re}(r_3) \end{bmatrix} \quad \text{et } A = \begin{bmatrix} \text{Re}(A_1) \\ \text{Im}(A_1) \\ \text{Re}(A_2) \\ \text{Im}(A_2) \\ \text{Re}(A_3) \\ \text{Im}(A_3) \end{bmatrix}$$

B.1.4 Equation de continuité en déplacement

On peut traduire l'équation de continuité en déplacement (équation A.26) par la forme matricielle suivante :

$$\kappa \varepsilon^s + H\theta = \kappa \varepsilon^\infty + UA$$

B.2 Ecriture de l'équation de continuité des contraintes au point A et B

De la même manière que précédemment on traduit les 6 conditions de continuité des contraintes au point A et B, sous une forme matricielle. On peut donc écrire :

$$W\sigma^\infty + LA = W\sigma^f$$

$$\text{Avec } \sigma^\infty = \begin{bmatrix} \sigma_1^\infty \\ \sigma_2^\infty \\ \sigma_4^\infty \\ \sigma_5^\infty \\ \sigma_6^\infty \end{bmatrix} \quad W = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}$$

$$L = \frac{2}{a} \begin{bmatrix} \text{Im}(\mu_1) & \text{Re}(\mu_1) & \text{Im}(\mu_2) & \text{Re}(\mu_2) & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0 & -1 & 0 & -1 & 0 & 0 \\ -\text{Re}(\mu_1) & \text{Im}(\mu_1) & -\text{Re}(\mu_2) & \text{Im}(\mu_2) & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

On peut obtenir la contrainte à l'infini par l'intermédiaire de la relation entre contrainte et déformation suivante :

$$\sigma_i^\infty = Q_{ij} (\varepsilon_j^\infty - \alpha_j \Delta T) \quad i = 1..6 \quad j = 1..6$$

Cette relation peut être transformée comme ceci :

$$\sigma_i^\infty = \sum_{j=1}^6 Q_{ij} \varepsilon_j^\infty + \sum_{j=1}^6 -Q_{ij} \alpha_j \Delta T$$

Sous forme matricielle on a :

$$\sigma^\infty = Q^m \varepsilon^\infty - M$$

$$\text{Avec } M = Q^m \alpha \Delta T$$

$$Q^m = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{13} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & Q_{23} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix}$$

Avec α_j les coefficients de dilatation thermique du capteur. De la même manière on peut écrire la contrainte dans le capteur sous la forme suivante :

$$\sigma^s = Q^s \varepsilon^s - N$$

$$\text{Avec } N = Q^s \alpha \Delta T$$

$$Q^s = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & Q_{13} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & Q_{23} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix}$$

Ainsi l'équation de continuité des contraintes s'écrit :

$$WQ^m \varepsilon^\infty = WQ^s \varepsilon^s - LA + W(N - M)$$

B.3 Résolution du système

Les équations de continuité des déplacements et des contraintes conduisent à résoudre un système matricielle à deux équations qui sont :

$$\begin{aligned} WQ^s \varepsilon^s - LA &= WQ^m \varepsilon^\infty - W(N - M) \\ \kappa \varepsilon^s - UA + H\theta &= \kappa \varepsilon^\infty \end{aligned}$$

On peut regrouper ce système en un groupe matricielle comme ceci :

$$\begin{bmatrix} \{\varepsilon^s\} \\ \{A\} \\ \theta \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \{WQ^s\} & \{-L\} & \{0\} \\ \{\kappa\} & \{-U\} & \{H\} \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} \{WQ^m \varepsilon^\infty - W(N - M)\} \\ \{\kappa \varepsilon^\infty\} \end{bmatrix}$$

On fait ainsi apparaître les 12 inconnues de notre problème qui sont les déformations dans le capteur, les termes de la fonction de forme et la rotation rigide. Pour faciliter la résolution de ce système on peut le réécrire en introduisant les matrices suivantes :

$$O = \begin{bmatrix} \{\kappa\} & \{H\} \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad R = \begin{bmatrix} \{WQ^s\} & \{0\} \end{bmatrix}$$

Avec cette notation la solution du système est :

$$\begin{bmatrix} \{\varepsilon^s\} \\ \theta \end{bmatrix} = (O - UL^{-1}R)^{-1} [UL^{-1}W(N - M) + (\kappa - UL^{-1}WQ^m) \varepsilon^\infty]$$

Cette expression donne les déformations dans le capteur en fonction des déformations exprimées à l'infini dans le repère du capteur.



Modèle micro mécanique pli unidirectionnel

L'annexe suivante synthétise les relations pour la détermination des propriétés d'un pli unidirectionnel.

C.1 Les constantes de l'ingénieur

- Module longitudinal

$$E_1 = \eta_0 E_f V_f + E_m (1 - V_f)$$

- Modules transverses

$$E_2 = E_3 = \frac{1}{\frac{1}{4K_T} + \frac{1}{4G_{23}} + \frac{\nu_{12}^2}{E_1}}$$

- Module de cisaillement

$$G_{12} = G_{13} = \frac{G_r (G_f + G_r + (G_f - G_r) V_f)}{G_f + G_r - (G_f - G_r) V_f}$$
$$G_{23} = \frac{G_r (k_r (G_f + G_r) + 2 G_f G_r + k_r (G_f - G_r) V_f)}{k_r (G_f + G_r) + 2 G_f G_r - (k_r + 2 G_r) (G_f - G_r) V_f}$$

- Modules de compressibilité

$$K = \frac{E_1 E_2}{(1 - 4\nu_{12}) E_2 + 2(1 - (\nu_{23})^2) E_1}$$

- **Modules de compressibilité effectif dans le plan**

$$k_T = \frac{((k_f + G_r)k_r + (k_f - k_r)G_r V_f)}{(k[f] + G[r] - (k[f] - k[r])V_f)}$$

- **Coefficients de poisson principal**

$$\nu_{12} = \nu_{13} \quad \nu_{12} = V_f \nu_f + (1 - V_f) \nu_r$$

- **Coefficients de poisson transverse**

$$\nu_{23} = \frac{2E_1 k_T - E_1 E_2 - 4\nu_{12}^2 k_T E_2}{2E_1 k_T}$$

C.2 Les constantes thermiques

- **Coefficient de dilatation thermique dans le plan**

$$\alpha_1 = \frac{\alpha_f E_f V_f + \alpha_r E_m (1 - V_f)}{E_1}$$

- **Coefficient de dilatation thermique transverse**

$$\alpha_2 = V_f \alpha_f (1 + \nu_f) + (1 - V_f) \alpha_r (1 + \nu_r) - \nu_{12} \alpha_1$$

C.3 Les constantes « Shrinkage »

Par analogie aux coefficients de dilatation thermique, on peut déterminer des coefficients liés au retrait de la résine.

- **Coefficient effectif de retrait chimique dans le plan β**

$$\beta_1 = \frac{\beta_r E_m (1 - V_f)}{E_1}$$

- **Coefficient effectif de retrait chimique hors plan β**

$$\beta_2 = (1 - V_f) \beta_r \frac{(1 + \nu_r) E_f V_f + (1 - V_f - \nu_f V_f) E_r}{E_1}$$



Les propriétés matériaux

-pli 48580 Tvf 58%

Caractéristiques	Unités	Glassy state	Rubbery state
Tvf	%	58	58
η_0	-	0,84	0,84
E_x	GPa	117	116
$E_y = E_z$	GPa	8,40	0,16
G_{xy}	GPa	5,50	0,04
G_{xz}	GPa	5,50	0,04
G_{yz}	GPa	5,50	0,04
ν_{xy}	-	0,36	0,32
ν_{xz}	-	0,36	0,32
ν_{yz}	-	0,39	0,94
α_x	$10^{-6}/K$	1,70	0,09
$\alpha_y = \alpha_z$	$10^{-6}/K$	28,70	84,00
β_x	-	-1,86E-04	-2,14E-06
$\beta_y = \beta_z$	-	-9,78E-03	-1,13E-02

Tableau D.1 – Propriétés pli 48580 Tvf 58%

-pli 48580 Tvf 62%

Caractéristiques	Unités	Glassy state	Rubbery state
Tvf	%	62	62
η_0	-	0,84	0,84
E_x	GPa	125	124
$E_y = E_z$	GPa	9,20	0,18
G_{xy}	GPa	6,30	0,05
G_{xz}	GPa	6,30	0,05
G_{yz}	GPa	6,30	0,05
ν_{xy}	-	0,36	0,31
ν_{xz}	-	0,36	0,31
ν_{yz}	-	0,39	0,94
α_x	$10^{-6}/K$	1,70	0,09
$\alpha_y = \alpha_z$	$10^{-6}/K$	24,60	76,39
β_x	-	-1,58E-04	-1,81E-06
$\beta_y = \beta_z$	-	-8,85E-03	-1,02E-02

Tableau D.2 – Propriétés pli 48580 Tvf 62%

-pli 48580 Tvf 64%

Caractéristiques	Unités	Glassy state	Rubbery state
Tvf	%	64	64
η_0	-	0,84	0,84
E_x	GPa	129	128
$E_y = E_z$	GPa	9,60	0,19
G_{xy}	GPa	6,70	0,05
G_{xz}	GPa	6,70	0,05
G_{yz}	GPa	6,70	0,05
ν_{xy}	-	0,36	0,30
ν_{xz}	-	0,36	0,30
ν_{yz}	-	0,39	0,94
α_x	$10^{-6}/K$	1,70	0,09
$\alpha_y = \alpha_z$	$10^{-6}/K$	24,60	72,36
β_x	-	-1,45E-04	-1,66E-06
$\beta_y = \beta_z$	-	-8,39E-03	-9,65E-03

Tableau D.3 – Propriétés pli 48580 Tvf 64%

-pli 48400 Tvf 59%

Caractéristiques	Unités	Glassy state	Rubbery state
Tvf	%	59	59
η_0	-	0,98	0,98
$E_x = E_y$	GPa	72	67
E_z	GPa	10	0,16
G_{xy}	GPa	5,60	0,04
G_{xz}	GPa	5,60	0,04
G_{yz}	GPa	5,60	0,04
ν_{xy}	-	0,03	0,001
ν_{xz}	-	0,03	0,001
ν_{yz}	-	0,03	0,001
$\alpha_x = \alpha_y$	$10^{-6}/K$	3,40	35,6
α_z	$10^{-6}/K$	49,00	71,6
$\beta_x = \beta_y$	-	-2,93E-04	-3,61E-06
β_z	-	-1,78E-02	-2,20E-02

Tableau D.4 – Propriétés pli 48400 Tvf 59%

- Propriétés thermiques des plis

Caractéristiques	Symboles	Unités	Valeurs
Chaleur spécifique	Cp_c	$J/Kg.K$	800
Densité	ρ_c	Kg/m^3	1750
Conductivité thermique dans le plan	$kc_x = kc_y$	$W/m.K$	25
Conductivité thermique hors plan	kc_z	$W/m.K$	2,65

Tableau D.5 – Propriétés thermiques du stratifié

Paramètres réaction chimique RTM6

E.1 Cinétique de réticulation

E.1.1 Modèle de Kamal Sourour

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} = (K_1 + K_2 \alpha^m) (1 - \alpha)^n$$

Avec mécanisme de diffusion

$$K_i = \frac{k_i k_{diff}}{k_i + k_{diff}}$$

$$k_i = A_i \cdot \exp\left(-\frac{E_i}{R \cdot T}\right) \quad \text{Avec } i = 0, 1$$

$$k_{diff} = A_d \exp\left(-\frac{E_d}{RT}\right) \exp\left(-\frac{b}{f}\right) \quad \text{Avec } f = 0.00048(T - T_g) + 0.025$$

$$m = a - hT \quad T \text{ en } K$$

$$n = c - dT$$

E.1.2 Chaleur dégagée

$$\phi(t) = \rho_r \Delta H^r(T) \cdot \frac{d\alpha}{dt}$$

E.1.3 L'évolution de Tg

$$\frac{Tg - Tg_0}{Tg_\infty - Tg_0} = \frac{\lambda \alpha}{1 - (1 - \lambda) \alpha}$$

Paramètres	Constantes
λ	0,44
Tg_0	-11
Tg_∞	206

Tableau E.1 – Paramètres évolutions de Tg pour la résine RTM6

E.1.4 Les constantes

Symboles	Unités	Valeurs
A1	1/s	$2,034 \times 10^4$
E1	J/mol	70230
A2	1/s	$0,3466 \times 10^4$
E2	J/mol	51510
Ad	1/s	$6,5 \times 10^{18}$
Ed	J/mol	136800
b	-	0,28
H_r	J/Kg	$4,55 \times 10^5$
R	J/mol.K	8,314
a	-	1,523
h	-	0,0019
c	-	1,898
d	-	0,003
e	-	0,5367
f	-	1,5426

Tableau E.2 – Propriétés cinétique RTM6 cycle de cuisson

Marc WARIS

Implementation, instrumentation, validation and modeling of RTM injection process for the manufacturing of composite structures with high performances .

Speciality : Mechanics and Engineering

Keywords : Composites materials manufacturing, Monitoring process, Optical fiber sensor (*OFS*), Resin Transfer Molding (*RTM*), Composite Mold.

Abstract : A significant growth in production and consumption of composite materials (polymer matrix) can be seen recently ; growth reinforced by the new European standards, aimed at reducing CO_2 emissions by the year 2020. Indeed, composites appear to be a solution for the structures mass reduction in transport and other sectors (aerospace and automotive). However the cost of designing and developing a part made from composite material is still an obstacle to use, particularly in the context of the complex parts production. The producing of these complex parts can cause many difficulties for manufacturing because of their geometries and / or their constituents (using of various materials). For example, the formation of dry zones or the creation of geometric distortion. The origins of these difficulties are often related to a lack of knowledge and control of the reinforcement's impregnation phases and material curing.

Improving the robustness of the processes thus demands a detailed knowledge of physical phenomena that occur during the producing. This requires the development of instrumentation systems to measure the influence of process parameters on the quality of the final part in real time. Such information is crucial to control the process in real time and also to validate the numerical models. It can ultimately improve the reliability of the process by minimizing the risks of scrap part, particularly through the choice of process parameters (injection strategy, curing cycle etc.). In this context, we studied the composite materials production through the implementation of a laboratory demonstrator in the project LCM Smart. This pilot injection was used to validate instrumentation solutions, from innovative sensors (*OFS*) developed in partnership with the optical laboratory Hubert Curien (la HC). The application of this instrumentation in the context of RTM process monitoring in the development of simple parts has demonstrated the capabilities of *OFS* for monitoring physical characteristics of the part (the flow front, temperature, residual strain and curing degree). The comparison of the measured characteristics with numerical simulations carried out in collaboration with ESI showed a good correlation.

Furthermore, instrumentation has allowed us to identify and measure experimentally the impact of the particular tool/part interaction on the formation of residual stresses during cooling of the part. A solution of composite RTM tooling was developed in collaboration with Hexcel. This tooling was made from the material HexTool provided by Hexcel. A comparative study of thick and thin parts with a tool made of aluminum and composite showed a reduction of residual stresses in the part due to the interaction tool/part with a composite tooling. Nevertheless the use of these tools requires to take account into the thermal properties in the tooling design, because it is a crucial element to ensure consistent cycle times in industry.

Finally the solutions developed in this thesis have been extended to the design and manufacturing of two industrial demonstrator developed by SKF Aerospace and Aviation Issoire in the project LCM Smart.

NNT : 2012EMSE0661

Marc WARIS

Mise en œuvre, instrumentation, validation et modélisation d'un système d'injection RTM pour la fabrication de structures composites de hautes performances.

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

Mots-clefs : Procédé d'élaboration composites, suivi des procédés, capteur à fibre optique (*OFS*), Resin Transfer Molding (*RTM*), moule composite.

Résumé : Les matériaux composites (à matrice polymère) ont connu ces dernières années une forte croissance, croissance aujourd'hui renforcée par les nouvelles normes européennes visant à diminuer les émissions de CO_2 d'ici 2020. En effet, les matériaux composites apparaissent comme une solution pour l'allègement des structures dans le secteur des transports notamment (aéronautique et automobile). Néanmoins les coûts de conception et d'élaboration d'une pièce en matériaux composites sont encore un frein à leurs utilisations, en particulier dans le cadre de la réalisation de pièces complexes. La réalisation de ces pièces complexes, de par leurs géométries et/ou de leurs constituants (utilisation de différents matériaux) peut poser de nombreuses problématiques de fabrication comme la formation de zones sèches, ou la création de distorsions géométriques. Les origines de ces problématiques sont souvent liées à un manque de connaissance et de maîtrise des phases d'imprégnation des renforts et de cuisson du matériau.

L'amélioration de la robustesse des procédés nécessite donc d'avoir une connaissance fine des phénomènes physiques qui ont lieu lors de l'élaboration. Cela requiert la mise en place de systèmes d'instrumentation permettant de mesurer l'influence des paramètres procédés sur la qualité de la pièce finale en temps réel. Ces informations sont primordiales pour d'une part, contrôler le procédé en temps réel et d'autre part valider les modèles numériques. Cette démarche permettant à terme d'améliorer la fiabilité du procédé à travers notamment le choix des paramètres procédés (stratégie d'injection, cycle de cuisson etc.) minimisant les risques de rebut. Dans cette perspective, nous avons étudié les procédés d'élaboration de matériaux composites à travers la mise en place d'un démonstrateur de laboratoire dans le cadre du projet LCM Smart. Ce pilote d'injection a permis de valider des solutions d'instrumentation, à partir de capteurs innovants (*OFS*) développés en partenariat avec le laboratoire d'optique Hubert Curien (La HC). L'application de cette instrumentation dans le cadre du suivi du procédé RTM lors de l'élaboration de pièces « simples » a démontré les capacités des *OFS* pour le suivi des caractéristiques physiques de la pièce (le front d'écoulement, la température, les déformations résiduelles et le degré de cuisson). La comparaison des caractéristiques mesurées avec des simulations numériques effectuées en collaboration avec ESI, a montré une bonne corrélation.

De plus, l'instrumentation a permis de mettre en évidence et de mesurer expérimentalement l'impact de l'interaction outil/pièce en particulier sur la formation de contraintes résiduelles lors du refroidissement de la pièce. Une solution d'outillage RTM en matériaux composites a été évaluée lors de cette thèse. Cet outillage a été réalisé à partir du matériau HexTool fourni par Hexcel. Une étude comparative sur des pièces de faible et forte épaisseur fabriquées avec un outillage en aluminium et composite a montré une réduction des contraintes résiduelles dans la pièce due à l'interaction outil/pièce avec un outillage composite. Néanmoins l'utilisation de ces outillages requiert d'être attentif aux propriétés thermiques lors de la conception de l'outillage, car c'est un élément primordial pour garantir des temps de cycle compatibles en milieu industriel.

Enfin les solutions développées dans le cadre de cette thèse ont été étendues pour la conception et la fabrication de deux démonstrateurs industriels développés par Isoire Aviation et SKF Aerospace dans le cadre du projet LCM Smart.