

Titre: Développement d'une procédure de compensation géométrique d'outillage pour la fabrication de pièces composites à renforts tressés par infusion sous vide
Title:

Auteur: Matthieu Braymand
Author:

Date: 2022

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Braymand, M. (2022). Développement d'une procédure de compensation géométrique d'outillage pour la fabrication de pièces composites à renforts tressés par infusion sous vide [Mémoire de maîtrise, Polytechnique Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/10298/>
Citation:

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/10298/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Louis Laberge Lebel, & François Lebel
Advisors:

Programme: Génie mécanique
Program:

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

**Développement d'une procédure de compensation géométrique d'outillage pour
la fabrication de pièces composites à renforts tressés par infusion sous vide**

MATTHIEU BRAYMAND

Département de génie mécanique

Mémoire présenté en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*
Génie mécanique

Avril 2022

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

Ce mémoire intitulé :

**Développement d'une procédure de compensation géométrique d'outillage pour
la fabrication de pièces composites à renforts tressés par infusion sous vide**

présenté par **Matthieu BRAYMAND**

en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

Martin LÉVESQUE, président

Louis LABERGE LEBEL, membre et directeur de recherche

François LEBEL, membre et codirecteur de recherche

Laurent CORMIER, membre

DÉDICACE

*À ma chère famille,
À tous celles et ceux qui m'ont aidé durant ce parcours,
Et à vous, cher lecteur qui prenez le temps de me lire . . .*

REMERCIEMENTS

Les premiers servis dans ces remerciements sont, bien entendu, les promoteurs de ce mémoire, Louis Laberge Lebel et François Lebel. En qualité de directeur et co-directeur, ils m'ont permis de travailler sur un sujet passionnant. Ils ont pu me guider et me communiquer une partie de leur expérience. De par leur support et encouragement, ils ont fait exactement ce qu'il fallait pour la bonne réalisation de ce mémoire.

Je tiens à remercier tous les membres du labSFCA pour leur esprit critique et leurs conseils, mais aussi pour les bons moments partagés.

Un grand merci à l'équipe du CTA, particulièrement Luc Pelletier et François Lebel qui m'ont accueilli et apporté une expérience pratique à mes connaissances théoriques. Je remercie également le FRQNT qui a permis de rendre possible ce transfert de connaissance.

Merci à l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon et à l'école Polytechnique de Montréal d'avoir mis en place ce double diplôme, sans quoi rien de cela ne serait possible.

Un grand merci à toutes les rencontres que j'ai pu réaliser au Québec et qui ont rendu cette expérience magique. Une dédicace à mes colocs avec lesquels je suis parti de France, et qui ont rendu ce télétravail bien plus agréable. Une attention particulière à Loan qui a magnifié ce mémoire. Un merci à mes propriétaires, amis qui m'ont permis de découvrir le Québec d'une manière des plus immersives.

Une attention particulière à Élisabeth, qui m'a soutenu moralement tout au long de ce projet de recherche. Un grand merci à toi qui m'a permis de "redresser mon français".

Pour finir, je remercie ma famille, mes parents, mon frère et ma soeur ainsi que mes plus proches amis pour leur soutien prodigué depuis la France.

RÉSUMÉ

Les matériaux composites sont reconnus pour leur contribution à l'allègement des avions, leur offrant un compromis entre performances mécaniques et poids inatteignable par d'autres matériaux conventionnels. Cependant, la mise en forme de pièces en composite, tels que les polymères renforcés de fibres de carbone, est parfois encore un procédé manuel pour l'aéronautique. Cela entraîne des problématiques de répétabilité de procédé et de coût de production. Ainsi, des développements de procédés automatisés ont été initiés comme le tressage. Des recherches montrent le potentiel des pièces structurelles à renforts tressés pour y subvenir. Cependant, aucun empilement de tresses typique pour un cadre d'avion n'a été relevé dans la littérature. À ce jour, la revue de littérature n'a relevé que peu de modèles prédictifs des déformations induites durant la fabrication de composites à renforts tressés. Ces modèles sont lourds et demandent beaucoup de caractérisations. Les distorsions induites par le procédé de fabrication sont compensées en général par une approche essai-erreur, qui peut se révéler onéreuse. La revue de littérature ne montre pas de méthode systématique pour compenser les distorsions géométrique pour des géométries complexes. Pour répondre à ces problématiques, une réponse est proposée dans ce mémoire sous la forme de trois sous-objectifs de recherche. Le premier objectif consiste à concevoir un cadre en Z tressé. Une configuration typique de plis préimprégnés d'un cadre en service a servi de référence. Deux cas de chargements ont été évalués, un en traction et un en flexion. Un empilement de tresses pour un cadre a été établi par une méthodologie spécifique. Ce cadre tressé a des performances analogues à la configuration de référence, étant 1.5% moins rigide en flexion et 7.9% moins rigide en traction. Le second objectif consiste à développer un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés. Il prédit les distorsions angulaires d'un cadre en Z. Des infusions de résine ont été effectuées pour l'évaluer. Elles ont été réalisées sur deux outillages, un en aluminium et un en PEI imprimé 3D. Le modèle a prédit les distorsions angulaires avec une justesse en valeur absolue de 0.1° et 1.2° , pour les deux angles évalués. Néanmoins, pour le cas où l'écart de justesse est de 1.2° , cet écart s'explique par la présence d'une zone riche en résine. Le troisième objectif consiste à développer un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion. Ce module prend la forme d'un algorithme qui se couple avec le modèle thermomécanique développé. Il a été validé en retrouvant les angles de l'outillage utilisé avec en angles cibles des mesures d'angles des expériences d'infusion. Un écart absolu de l'ordre de 0.05° pour l'angle A2 et de 1.2° pour A1 ont été observés. L'écart pour l'angle A1 est attribué à la présence de zone riche en résine.

ABSTRACT

Composite materials are acknowledged to lighten aircraft, giving them a compromise between mechanical performance and weight unreachable by other conventional materials. However, the processing of composite parts, such as carbon fiber reinforced polymer composites, can remain a manual process in the aerospace. It can cause repeatability and process cost issues. Reviewed literature indicate the potential of braided composites part for aircraft structures. However, braided layup design guidelines for aircraft frames could not be found. The literature review has revealed few models to predict process-induced distortion in braided composites. These models are complex, have long computational times and require a lot of characterization. Process-induced distortions are generally compensated by a trial-error approach, which has often been revealed to be less cost-effective. Besides, the literature does not yet provide a systematic distortion compensation strategy for complex geometries. The general objective of this research is to develop an efficient method to geometrically compensate process-induced distortions of a braided Z frame.

The first specific objective is to design a braided Z frame. Typical preimpregnated plies laminates in service have been used as a baseline. Two loading cases have been evaluated, one in traction and the other in bending. A stacking sequence of braids has been determined using a specific methodology. The designed braided frame shows similar performances compared to the reference laminate, being 1.5% less rigid in flexion and 7.8% less rigid in tension.

The second specific objective is to develop a finite element thermomechanical model of a composite braided part. It predicts the spring-in of a Z frame. Resin infusion experiments have been done to evaluate the model's accuracy. They have been made using aluminum and 3D printed PEI tools. The model predicts spring-in with the accuracy of 0.1° and 1.2° , for the two evaluated angles. For the cases where the accuracy is 1.2° the deviation is explained by the presence of a resin-rich area.

The third specific objective involves to develop a geometric compensation module of an infusion tooling. This module is an algorithm that uses the developed thermomechanical model. This module has been validated by retrieving the angles of the used tool, with measured data as a target angle. One of the two angles has been recovered with a 0.05° deviation. For the other angle a difference of 1.2° has been observed. This difference is attributed to the presence of a resin-rich area.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE	iii
REMERCIEMENTS	iv
RÉSUMÉ	v
ABSTRACT	vi
TABLE DES MATIÈRES	vii
LISTE DES TABLEAUX	x
LISTE DES FIGURES	xi
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xiii
LISTE DES ANNEXES	xiv
CHAPITRE 1 INTRODUCTION	1
1.1 Objectifs de recherche	2
CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE	3
2.1 Les matériaux composites dans l'aviation	3
2.2 Cadre d'avion	4
2.3 Procédé de fabrication	5
2.3.1 Infusion de résine	5
2.3.2 Tressage	6
2.4 Sources de distorsions géométriques et de contraintes résiduelles	9
2.4.1 Déformations thermiques	10
2.4.2 Retrait volumique	12
2.4.3 Interaction pièce outillage	12
2.4.4 Autres sources de distorsion	15
2.4.5 Quantification des mécanismes intervenant sur les distorsions	16
2.5 Modélisation de distorsions	17
2.5.1 Modélisation thermochimique	18
2.5.2 Modélisation de l'imprégnation et de compaction du renfort	19

2.5.3	Modélisation mécanique	21
2.6	Stratégies de compensation des distorsions angulaires	25
2.7	Synthèse de la revue de littérature	28
CHAPITRE 3	CONCEPTION D'UN CADRE EN Z TRESSÉ	29
3.1	Présentation du modèle mécanique	29
3.1.1	Hypothèses de modélisations	29
3.1.2	Propriétés matériau	29
3.1.3	Géométrie du cadre et maillage	30
3.1.4	Conditions limites	31
3.2	Détermination de la configuration de tresse	33
3.2.1	Contraintes de conception	34
3.2.2	Méthodologie	34
3.3	Résultats et discussion	35
3.3.1	Résultats	35
3.3.2	Discussion	36
3.4	Conclusion sur la conception d'un cadre tressé	38
CHAPITRE 4	DÉVELOPPEMENT D'UN MODÈLE ÉLÉMENTS FINIS THERMOMÉCANIQUE D'UNE PIÈCE COMPOSITE À RENFORTS TRESSÉS	39
4.1	Présentation du modèle	39
4.1.1	Hypothèses de modélisation et contraintes de développement	39
4.1.2	Propriétés matériau	40
4.1.3	Géométrie et maillage	41
4.1.4	Prétraitement	44
4.1.5	Charges, conditions limites et calibration du modèle	45
4.1.6	Post-traitement des données	46
4.2	Expériences d'infusion de résine	48
4.2.1	Protocole de fabrication	48
4.2.2	Mesure des distorsions angulaires	49
4.2.3	Caractérisation de l'outillage en PEI	53
4.3	Résultats	53
4.3.1	Infusion	53
4.3.2	Résultats du modèle	54
4.4	Discussion	55
4.5	Conclusion sur le développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés	57

CHAPITRE 5	COMPENSATION GÉOMÉTRIQUE DE L'OUTILLAGE	59
5.1	Implémentation de l'algorithme	59
5.1.1	Présentation de l'algorithme	60
5.1.2	Réponse du modèle	62
5.2	Résultats et discussion	62
5.3	Conclusion sur le développement d'un module de compensation géométrique d'un outillage d'infusion	64
CHAPITRE 6	CONCLUSION	65
6.1	Synthèse des travaux	65
6.2	Limitations	66
6.3	Travaux futurs	67
RÉFÉRENCES	68
ANNEXES	75

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 3.1	Propriétés d'un pli unidirectionnel (résine époxy et fibre de carbone) .	29
Tableau 3.2	Rigidité et score de la meilleure configuration de tresse trouvée	36
Tableau 3.3	Analyse de sensibilité à l'épaisseur de tresse	37
Tableau 4.1	Propriétés thermomécaniques d'un pli carbone époxy	40
Tableau 4.2	Propriétés des outillages utilisés	41
Tableau 4.3	Dimensions du cadre tressé	42
Tableau 4.4	Ratio de taille d'élément	42
Tableau 4.5	Dimensions du moule en aluminium	44
Tableau 4.6	Dimensions de l'outillage en PEI	44
Tableau 4.7	Plan d'expérience pour les infusions de résine	48
Tableau 4.8	Résultats des analyses des numérisations 3D.	53
Tableau 4.9	Résultat de calibration	54
Tableau 4.10	Résultats du modèle de prédiction de distorsion et comparaison avec les mesures d'infusion.	55
Tableau 4.11	Résultats du modèle de prédiction de distorsion et comparaison avec les mesures d'infusion en calibrant séparément chaque angle pour l'outillage en PEI.	56
Tableau 5.1	Résultats de l'algorithme de compensation pour retrouver la géométrie initiale de l'outillage en PEI avec un empilement de tresses $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$	63
Tableau 5.2	Comparatif des angles de l'outillage compensé par ceux de l'outillage	63

LISTE DES FIGURES

Figure 2.1	Schéma d'un fuselage d'avion avec ses composants structuraux, notamment le cadre.	4
Figure 2.2	Schéma du procédé d'infusion de résine	5
Figure 2.3	Schéma du procédé de tressage.	7
Figure 2.4	Désignation d'un stratifié.	7
Figure 2.5	Schéma d'une tresse biaxiale, d'une tresse unidirectionnelle, d'une tresse triaxiale et d'une tresse triaxiale unidirectionnelle.	8
Figure 2.6	Défauts géométriques communs induits durant la mise en forme : en a) la distorsion angulaire, en b) le gauchissement.	9
Figure 2.7	Distorsion angulaire pour des températures de part et d'autre de la température de transition vitreuse.	11
Figure 2.8	Phénomène de gauchissement causé par le cisaillement à l'interface pièce-moule.	13
Figure 2.9	Distorsion angulaire pour des températures de part et d'autre de la température de transition vitreuse.	17
Figure 2.10	Approche modulaire de modélisation de procédé de mise en forme . .	17
Figure 2.11	Schématisation d'un écoulement de résine à travers un renfort fibreux, adapté de [1]	20
Figure 2.12	Différentes modélisations de la résine pour prédire les contraintes résiduelles dans les composites.	23
Figure 2.13	Stratégies pour réduire les distorsions géométriques.	26
Figure 2.14	Deux stratégies de compensation géométrique proposées par Wucher : méthode par contrôle de point a) et par mode de distorsion b).	27
Figure 3.1	Géométrie du cadre tressé	30
Figure 3.2	Maillage du cadre tressé	30
Figure 3.3	Conditions limites pour le cas de traction (a) et le résultat en déplacement selon z du modèle éléments finis pour la configuration de référence (b).	32
Figure 3.4	Conditions limites pour le cas de flexion (a) et le résultat en déplacement selon y du modèle éléments finis pour la configuration de référence (b) réduction de la déformée d'un facteur 0.3.	33
Figure 4.1	Géométrie du cadre tressé	41

Figure 4.2	Maillage de la tresse avec attribution des plis pour chaque éléments, 4 éléments dans l'épaisseur et 16 plis ont été utilisés pour cette Figure. Image tirée d'Abaqus.	42
Figure 4.3	Géométrie de l'outillage en aluminium en a) et de l'outillage en PEI en b).	43
Figure 4.4	Conditions limites appliquées au cadre. Les étiquettes à côté des noeuds contraints indiquent les directions bloquées.	45
Figure 4.5	Position des points sur le modèle servant à calculer les angles du cadre	47
Figure 4.6	Identification de la face outillage sur une numérisation de pièce fabriquée	50
Figure 4.7	Différentes étapes lors du traitement d'une numérisation de pièce . .	51
Figure 4.8	Cadre reconstitué à partir du nuage de point en a). Comparaison du nuage de point par rapport à la surface reconstituée sous GOM Inspect en b).	52
Figure 4.9	Identification de zones riches en résine autour des congés pour l'outillage en aluminium. Le gris représente le côté outillage.	57
Figure 5.1	Schéma du principe de la compensation d'angle	59
Figure 5.2	Algorithme de compensation	61
Figure 5.3	Réponse du modèle pour les deux angles	62

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

BAES	Bombardier Aerostructures and Engineering
LabSFCA	Laboratoire de Structures de Fibres et de Composites Avancées
CTT	Centre de Technologie Textile
CTA	Centre Technologique en Aérospatial
RTM	Resin Transfert Molding, moulage par transfert de résine
PRFC	Polymère Renforcé de Fibre de Carbone
CTE	Coefficient of Thermal Expansion, coefficient d'expansion thermique
DOC	Degree Of Cure, degré de polymérisation
T	Température (°C)
T_g	Température de transition vitreuse

LISTE DES ANNEXES

Annexe A	Micromécanique	75
Annexe B	Analyse de sensibilité pour les modèles de rigidité en flexion et traction	77
Annexe C	Mesure d'épaisseur pour une tresse infusée	80
Annexe D	Analyse de sensibilité au maillage pour le modèle thermomécanique prédictif de distorsions angulaires.	82
Annexe E	Mesure de coefficient d'expansion thermique	84
Annexe F	Géométries maillées des outillages	87
Annexe G	Uniformité thermique des outillages en aluminium et en PEI	88
Annexe H	Mesure CMM de l'outillage en PEI	94
Annexe I	Résultats des mesures de distorsions angulaires	96
Annexe J	Différence de polymérisation des pièces sur les outillages en aluminium et en PEI	98
Annexe K	Rapport de stage	100

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

Les composites hautes performances à matrice polymère sont devenus courants dans des domaines industriels comme l'aéronautique ou des applications militaires dans lesquels des performances matériaux sont recherchées. Les matériaux composites répondent à ce besoin en offrant des performances mécaniques supérieures à des matériaux plus conventionnels. Ils possèdent une haute rigidité pour une faible masse. Ces performances sont contre balancées par leur coût de fabrication élevé. Cela s'explique en partie par le coût matériaux et par le procédé de fabrication qui nécessite une main-d'oeuvre qualifiée. Durant le procédé de fabrication, des phénomènes physico-chimiques induisent des déformations non désirées dans la pièce produite. Cette dernière non conforme à sa géométrie nominale engendrera des surcoûts. Pour ce faire, les outillages sont usinés pour une géométrie permettant d'anticiper ces déformations. Cette compensation est cruciale spécialement dans des domaines comme l'aéronautique où les tolérances géométriques sont faibles.

Cette maîtrise s'inscrit dans un projet industriel initié par Bombardier Aerostructures and Engineering (BAES). Ce projet vise à améliorer son savoir-faire dans le développement et la fabrication de pièces composites à renforts tressés. Comme objet d'étude, BAES s'est focalisé sur un cadre de porte tressé fabriqué par infusion de résine. Dans l'optique de pouvoir réduire les coûts de fabrication pour de petites séries, ce cadre sera fabriqué par infusion de résine (Resin Infusion) avec un outillage imprimé 3D.

Pour stimuler ce développement, BAES a collaboré avec plusieurs acteurs : le Laboratoire de Structures de Fibres et de Composites Avancées (LabSFCA) situé dans l'enceinte de Polytechnique Montréal, le Centre de Technologie Textile (groupe CTT) et le Centre Technologique en Aérospatial (CTA). Chacun de ces protagonistes contribue au projet en fonction de ses expertises. Le CTA s'est concentré sur la procédure d'infusion et du développement de l'outillage. Le CTT a traité le développement du renfort tressé, jusqu'à sa fabrication. Le LabSFCA s'est chargé de la gestion de projet et du développement de différents modèles. BAES a défini les requis technologiques. En raison de circonstances économiques et sanitaires, BAES a quitté le projet.

Ce projet s'est articulé en différents lots de travail (WP pour Work Package). La recherche dont il est fait état dans ce mémoire fait partie du WP2 : "Modéliser la morphologie de la tresse et son comportement mécanique". Plus spécifiquement, prédire les distorsions angulaires en utilisant la méthode des éléments finis et la détermination de propriétés mécaniques basiques du cadre tressé.

1.1 Objectifs de recherche

L'objectif principal de ce mémoire est de développer une méthode simple et efficace pour compenser géométriquement les distorsions induites par le procédé d'infusion d'une pièce en composite à renforts tressés. Cet objectif général est découpé en sous-objectifs autour desquels ce mémoire est articulé :

Objectif 1 : Concevoir un cadre en Z tressé.

Objectif 2 : Développer un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés.

Objectif 3 : Développer un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion.

Tout d'abord, un état de l'art sera présenté. Il abordera les matériaux composites dans l'aéronautique et convergera sur les cadres d'aéronefs. Le procédé de fabrication utilisé ainsi que le tressage seront par la suite exposés. Ensuite, les sources de distorsions thermiques seront explicitées ainsi que les manières de les modéliser, puis des modèles compensant les distorsions seront présentés.

Par la suite, le mémoire se structure en trois parties, chacune correspondant à un objectif. La première explicitera la conception retenue pour le cadre tressé. Elle proposera également une caractérisation et une modélisation mécanique nécessaire pour la deuxième partie. Ensuite, un modèle linéaire thermomécanique d'une pièce composite utilisant la méthode des éléments finis sera présenté. Enfin, un module sera ajouté à ce modèle pour permettre une compensation géométrique de l'outillage. Pour finir, une discussion générale sera menée avant de finir sur une conclusion et des recommandations.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

2.1 Les matériaux composites dans l'aviation

Un matériau composite est d'après la norme ASTM [2] "a substance consisting of two or more materials, insoluble in one another, which are combined to form a useful engineering material possessing certain properties not possessed by the constituents.". Dans le contexte le plus courant, un matériau discontinu est incorporé dans un matériau continu. Le matériau discontinu est appelé renfort, et le matériau continu matrice. Dans les composites à matrice polymère, le renfort apporte les propriétés mécaniques et la matrice permet de le maintenir en place ainsi que de permettre le transfert de charge entre les fibres du renfort [3]. Le matériau résultant est orthotrope et possède certaines propriétés supérieures à ses constituants pris séparément [3].

Depuis les années 1960, ils sont présents sur les structures d'avions civils comme militaires en quantités sans cesse croissantes [4]. Cela est dû entre autres à leur ratio module/poids très élevé. L'A300 d'Airbus est le premier avion commercial à incorporer des matériaux composites en 1972. Ils représentaient 10% de sa masse totale [5]. Cela continue jusqu'à l'A350 qui contient 50% de sa masse en Polymère Renforcé de Fibre de Carbone (PRFC) [6]. Le constructeur Boeing a également suivi cette tendance, avec le B777 introduit en 1995 qui comportait 10% de sa masse en PRFC au B787 qui en comporte maintenant environ 50% [3]. Il existe une multitude de procédés de fabrication pour les matériaux composites. Ils peuvent différer en fonction de leurs constituants utilisés, des performances attendues et de la géométrie fabriquée. Les composites principalement utilisés en aéronautique sont sous forme de rubans et de tissus préimprégnés [5]. Les méthodes de laminages automatiques pour les obtenir, sont précises et répétables au détriment d'un coût élevé [7]. Lors de la fabrication d'un composite, ces plis préimprégnés sont superposés manuellement un à un sur un moule. Cela peut représenter un problème de répétabilité, cette dernière étant reliée à l'expérience de l'opérateur. Cela a amené les acteurs du domaine à trouver des alternatives. Il y a eu le programme "Automated Composite Technology" (ACT) en 1995 par la NASA [8] et le "Advanced Technology Composite Aircraft Structure" (ATCAS) mené conjointement par Boeing et la NASA [9]. Les programmes ACT et ATCAS ont tous deux constaté le potentiel des composites à renfort tressé, spécifiquement pour les pièces structurelles comme les cadres. D'autres recherches plus récentes menées par Airbus, Boeing et Bombardier confirment également le potentiel de l'utilisation de tresses comme renfort [10–12].

2.2 Cadre d'avion

La Figure 2.1a montre un fuselage d'avion avec ses différents éléments structuraux. On peut y voir des lisses (*stringer* en anglais), des panneaux et des cadres (*frame* en anglais). On observe sur le cadre des découpes permettant son assemblage avec les autres éléments structuraux. La Figure 2.1b montre une section d'un cadre en Z. Comme illustré sur la Figure 2.1 b), un cadre

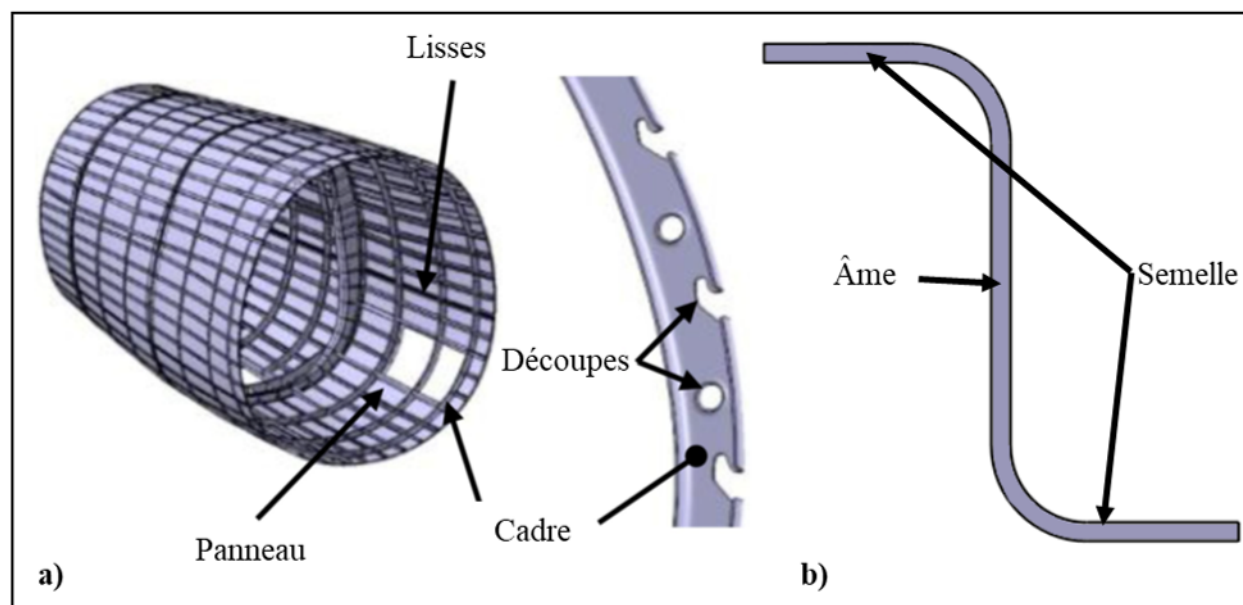


Figure 2.1 Schéma d'un fuselage d'avion avec ses composants structuraux, notamment le cadre. Adapté de Monnot et al. [13] ©2017 Elsevier

comporte deux semelles (flange en anglais) à ses extrémités, et une âme (web en anglais) en son centre. Il existe plusieurs types de sections pour les cadres à savoir des sections en C, I, J et Z [14]. Les plus courantes sont des sections en C ou en Z [15]. La fonction principale du cadre est de permettre au fuselage de conserver sa forme [16]. Il reprend les contraintes de différences de pression et de cisaillement transmises par les lisses [15,16]. Il s'agit d'une pièce structurale importante. Elle permet de distribuer des charges concentrées (transmises aux jointures) des panneaux aux sections les plus résistantes. Les efforts mécaniques subits par un cadre sont de la flexion et de la torsion [16]. Du fait de la flexion, du cisaillement est présent au sein de l'âme. Les semelles sont aussi sollicitées en flexion par la transmission de charge par les lisses.

Les cadres d'avions sont assemblés par rivetage [14,15]. La transmission d'efforts à travers des rivets peut être à l'origine de propagations de fissures, cet aspect doit être pris en compte lors du développement.

Les cadres des aéronefs militaires ou civils sont réalisés en aluminium de la série 7XXX [15]. Ces derniers sont réalisés par forgeage [15]. Cependant avec l'émergence des matériaux

composites, notamment la fibre de carbone, on observe des cadres d'avion en fibres de carbone préimprégnées avec de la résine époxy polymérisée en autoclave [17].

2.3 Procédé de fabrication

2.3.1 Infusion de résine

Dans le cadre de ces travaux, le procédé de fabrication sélectionné est l'infusion de résine sous vide (*Resin Infusion* en anglais). La Figure 2.2 montre le procédé d'infusion. Ce procédé

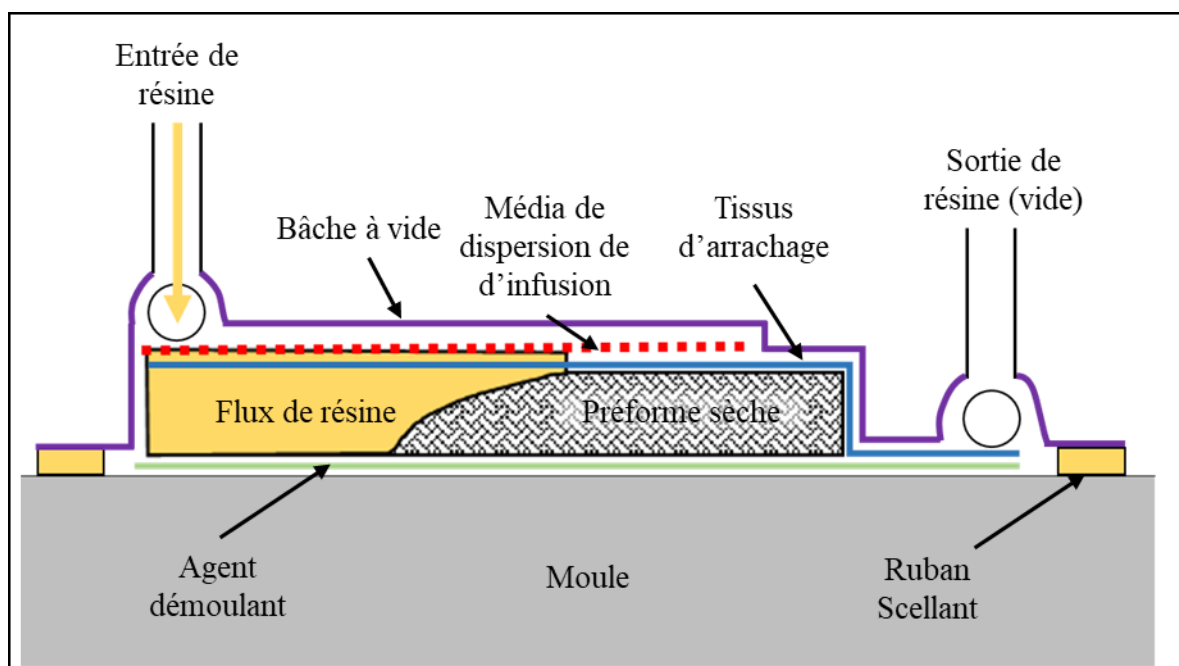


Figure 2.2 Schéma du procédé d'infusion de résine

consiste à imprégner une préforme sèche par une résine thermodurcissable à l'état liquide. Cette infusion se déroule sur la surface d'un moule ouvert. L'autre surface de la préforme est scellée à l'aide d'une membrane plastique souple appelée bâche à vide. La réalisation d'une pièce composite par ce procédé se fait comme suit. La préforme sèche (ici, une tresse) est déposée et drapée sur le moule. Il est possible d'empiler plusieurs couches. Sur cette dernière préforme, est ajouté un média de dispersion de résine est inséré. Il a pour rôle de faciliter l'imprégnation du renfort. Cela donnera un flux de résine comme sur la Figure 2.2. Ce profil d'écoulement est désiré pour réduire significativement la durée de l'imprégnation du renfort fibreux et pour éviter que des bulles d'air ne soient capturées. Il favorise l'imprégnation à travers l'épaisseur plutôt que selon la longueur de la pièce infusée. De part et d'autre, les points d'entrée et de sortie de la résine sont ajoutés. Le tout est scellé sous une bâche à vide

à l'aide de ruban scellant. Dans certains cas de figure le nécessitant, il est possible de mettre deux bâches à vide superposées. La résine est mise en mouvement par le gradient de pression généré par la dépression induite dans la cavité de la préforme fibreuse, dépression provenant de l'application d'un vide au point de sortie de cette cavité. Une fois imprégnée, les points d'entrée et de sortie sont fermés et la pièce est polymérisée dans un four à convection. Pour finir, la pièce est démoulée. Pour faciliter cette étape, un agent démoulant est généralement appliqué sur la face de l'outillage, ainsi qu'un tissu d'arrachage du côté de la bâche à vide. La pièce résultante aura un bel aspect de surface uniquement du côté de l'outillage rigide. Ce procédé possède une cadence de production assez lente [4, 18]. En contrepartie, il possède un coût d'outillage relativement faible (investissement initial). Néanmoins, il requiert des consommables pour chacune des pièces moulées : bâche à vide, média de dispersion de résine, tissu d'arrachage et tuyauterie. Ce procédé se retrouve donc avantageux pour de petites séries de production. Ce procédé permet d'atteindre dans certaines conditions des taux volumiques de fibre situés entre 55 et 60% [18]. Ce procédé est assez modulaire et de nombreuses variantes sont possibles [3, 18]. Il est compatible avec un grand nombre de préformes sèches comme des tissus ou des unidirectionnels. En fonction du système de résine et du type de renfort utilisé, il est également possible de polymériser la pièce à température ambiante, sous la pression et la chaleur fournie par un autoclave, à l'aide d'un rayonnement ultraviolet ou infrarouge et même d'y ajouter une post-cuisson [18]. Finalement, l'expérience et le soucis du détail de l'opérateur jouent un rôle crucial dans la qualité des pièces produites.

2.3.2 Tressage

La Figure 2.3 montre le procédé de tressage. Le procédé de tressage permet d'après Arold et al [19] de placer des fibres dans l'espace 3D en utilisant une tresseuse. Comme le montre la Figure 2.3, la tresseuse est généralement de forme circulaire. Elle est composée de bobines de trames et de chaînes (72 de chacune). En tournant dans des sens opposés selon un parcours prédéfini, elles entrelacent les fils réalisant une tresse. Un anneau de guidage, comme son nom l'indique, dirige spatialement les fils qui vont se déposer sur un mandrin. Il est possible d'ouvrir la tresse, en la coupant le long du mandrin. Ainsi elle peut être manipulée comme un tissu par la suite

Il existe différents motifs de tresses selon la trajectoire suivie des bobines. Les motifs de tresse les plus utilisés sont les tresses 2D biaxiales et triaxiales [20]. Ces deux motifs de tresses sont montrés sur la Figure 2.5. Une tresse biaxiale est décrite par deux fils entrelacés faisant chacun un angle de $\pm\theta$ par rapport à la direction de tressage. Dans le cas du tressage triaxial, un troisième fil est ajouté suivant la direction de tressage. Il existe également du tressage 3D où les fils s'entrelacent suivant l'épaisseur. Le tressage offre la possibilité de produire des pré-

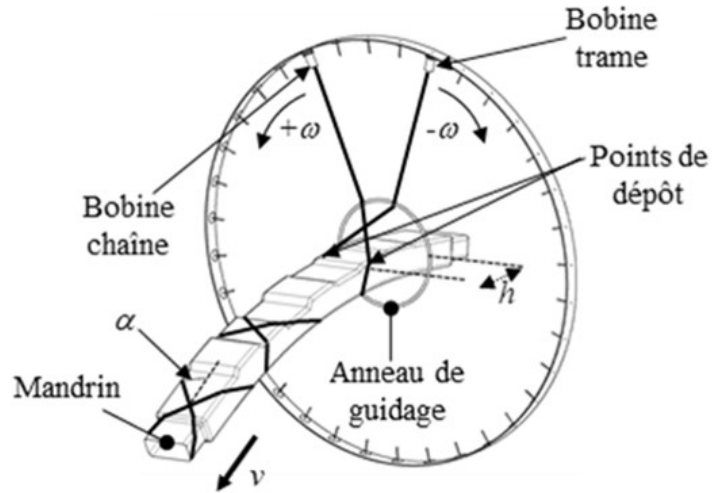


Figure 2.3 Schéma du procédé de tressage. Tiré et traduit de Monnot et al [13] ©2017 Elsevier

formes préimprégnées ou sèches [21]. Néanmoins, son principal inconvénient est la difficulté de tresser des tresses 2D avec un faible angle [21].

La notation des stratifiés est utilisée telle que détaillée dans [3,4]. La Figure 2.4 en montre les grandes lignes. Comme le montre la Figure 2.4, le sens de lecture d'un stratifié est effectué selon la direction z ascendante. L'angle d'un pli est déterminé par rapport à la direction x , qui est la direction principale du stratifié. Ces codes seront repris pour le reste du mémoire. Un stratifié est symétrique si son plan moyen est un plan de symétrie pour l'orientation des plis et leur épaisseur. Dans ce cas, on peut mettre un indice "S". Par exemple, $[90/45/45/0/0/45/45/90]$ peut s'écrire $[90/45_2/0]_S$.

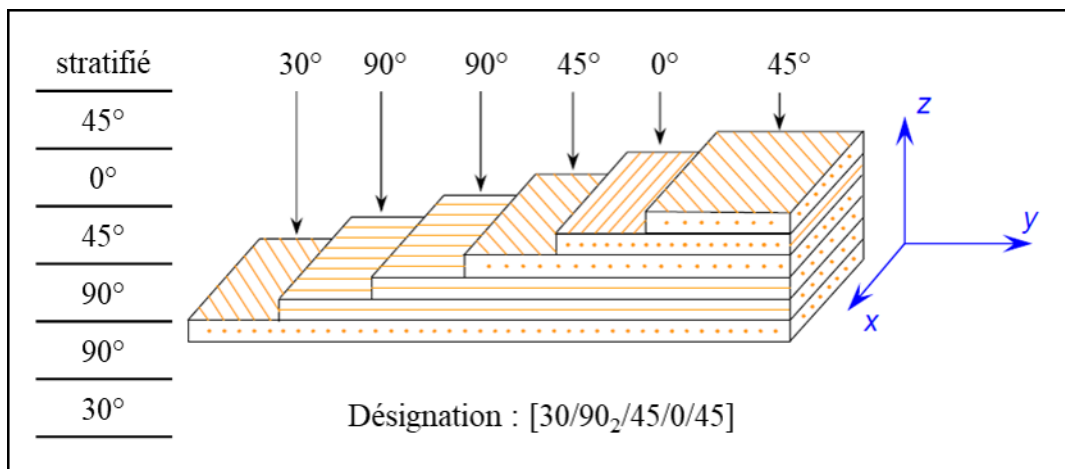


Figure 2.4 Désignation d'un stratifié. Adapté de [4]

Il est dit d'un stratifié équilibré s'il contient autant de plis orientés suivant un angle θ que de plis orientés à $-\theta$. Cette notation ne permet pas de décrire l'empilement de tresses. Pour cela, la lettre "T" en indice à gauche des crochets sera introduite pour spécifier qu'il s'agit d'un empilement de tresses. La Figure 2.5 montre la notation retenue pour différents types de tresses. Quatre types de tresses sont présentés avec leur notation : des tresses biaxiales, unidirectionnelles, triaxiales et triaxiales unidirectionnelles. Une tresse unidirectionnelle est une tresse 2D biaxiale dont les fils selon $+\theta$ sont en renfort (fibre de carbone) et ceux selon $-\theta$ sont les fils de couture en support (polyester). De même, le motif de tresse appelé "tresse triaxiale unidirectionnelle" correspond à une tresse triaxiale dont les fils selon la direction $-\theta$ sont en polyester. Il est noté $T[(0+\theta)]$. Comme le montre la Figure 2.5, chaque tresse est entre parenthèses. La variable θ représente l'angle de tressage exprimé en degrés. Par exemple, $T[(\pm 45)(\pm 45)]$ correspond à l'empilement de deux tresses biaxiales à 45° . Les tresses unidirectionnelles ne seront pas utilisées dans ce mémoire. Pour alléger et simplifier la lecture, les tresses triaxiales unidirectionnelles seront simplement appelées "tresses unidirectionnelles".

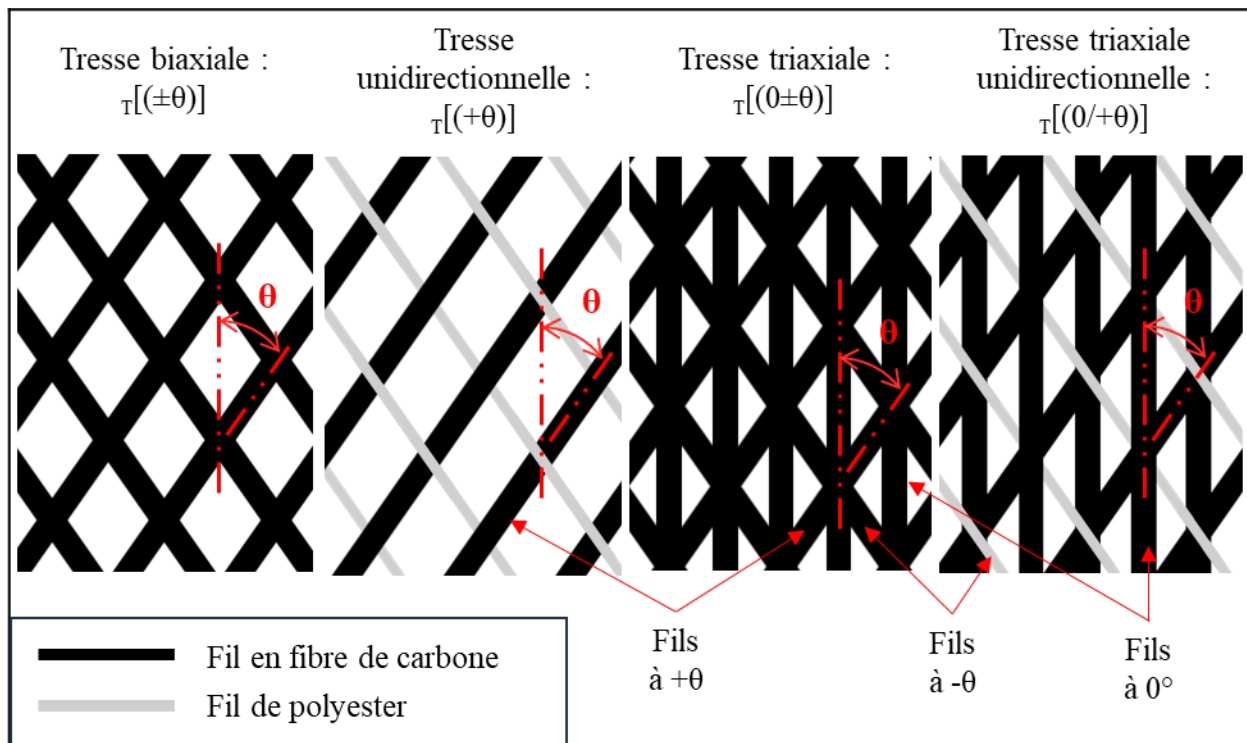


Figure 2.5 Schéma d'une tresse biaxiale, d'une tresse unidirectionnelle, d'une tresse triaxiale et d'une tresse triaxiale unidirectionnelle.

2.4 Sources de distorsions géométriques et de contraintes résiduelles

Les pièces en composite peuvent présenter des déformations induites par leur procédé de mise en forme. Ces pièces peuvent devenir hors tolérances ou leur assemblage peut devenir problématique en raison de leur haute rigidité. Il est important d'étudier les mécanismes à l'origine de ces déformations. Les contraintes résiduelles sont des contraintes qui s'équilibrent entre elles et sont présentes dans un matériau libre de charges externes et de gradient thermique [22]. La présence de ces contraintes peut amener à l'initiation de fissures dans la matrice, des distorsions géométriques et une réduction des performances matériau [22–25]. Parmi la liste de phénomènes pouvant être à la source des contraintes résiduelles, trois mécanismes principaux ont été identifiés [23, 24].

- Les déformations thermiques
- Le retrait volumique de la résine
- Les interactions entre la pièce et le moule

D'autres mécanismes comme le gradient de température, degrés de cuisson et de fraction volumique de fibre peuvent subvenir mais sont moins prédominants. La Figure 2.6 montre deux des trois défauts géométriques communs induits durant la mise en forme d'une pièce en matériau composite.

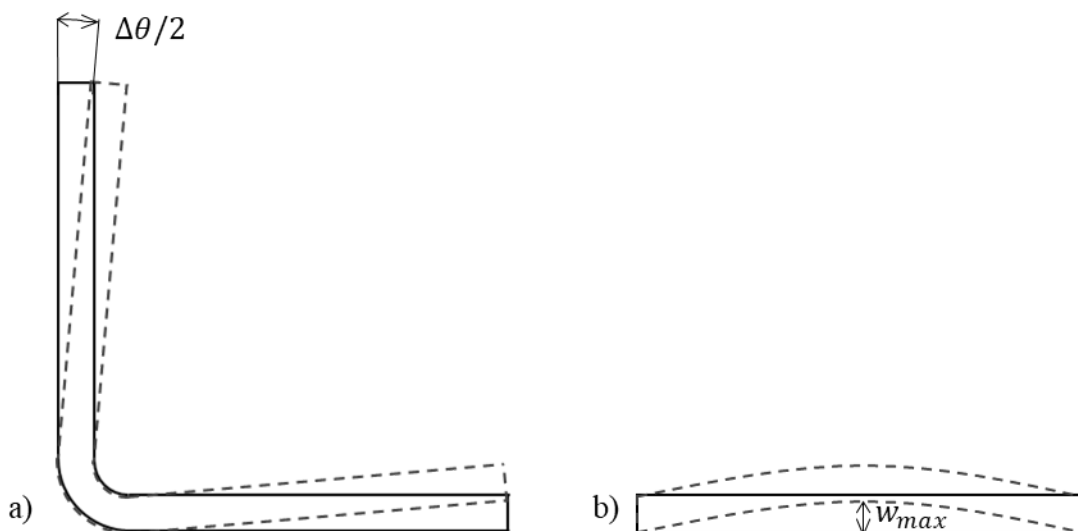


Figure 2.6 Défauts géométriques communs induits durant la mise en forme : en a) la distorsion angulaire, en b) le gauchissement.

Le premier défaut que montre la Figure 2.6a est la distorsion angulaire. Elle se caractérise par un changement angulaire par rapport à la géométrie initiale. Cela peut être une réduction de ce dernier (spring-in) ou une augmentation (spring-out). Le deuxième défaut illustré par

la Figure 2.6b est le gauchissement. Il se définit par un fléchissement d'un laminé plat. Le dernier défaut géométrique non montré sur la Figure 2.6 est la variation de l'épaisseur du laminé. Dans les sections suivantes, les mécanismes pouvant mener à ces déformations seront explicités plus en détail.

2.4.1 Déformations thermiques

Les déformations thermiques (aussi appelées déformations thermomécaniques ou différence d'expansion thermique) sont la cause de contraintes résiduelles la mieux comprise [26]. Elles sont dues à la différence de coefficient d'expansion thermique (CTE) entre les constituants du composite. Ce phénomène s'opère à trois échelles différentes. Il survient entre la matrice et le renfort au niveau du matériau puis au niveau du pli avec la différence de CTE dans la direction longitudinale et transversale. À l'échelle du laminé, il survient pour les différences de CTE entre les directions normale et tangente.

Les matrices polymères ont un coefficient d'expansion thermique plus élevé que les fibres. Typiquement, des valeurs de l'ordre de 50 à 100 $\mu/^\circ\text{C}$ pour la matrice et de -1 à 15 $\mu/^\circ\text{C}$ pour les fibres [23] pourraient être prises. Ainsi, sous une variation de température, des contraintes à échelle microscopique vont apparaître entre les fibres et la matrice. Cela produit des contraintes aux alentours de 30 MPa dans la matrice [24]. Ces contraintes peuvent affecter la résistance du composite. Néanmoins elles ne génèrent pas de déformations significatives et leurs effets restent restreints et localisés [24].

Les distorsions thermiques dans un laminé peuvent être causées par la différence de CTE au niveau d'un pli entre la direction longitudinale et transverse. Grâce à la théorie des stratifiés, il est possible de prédire ces dernières et même de les éviter. Par exemple l'utilisation d'un laminé symétrique permet d'éviter le couplage membrane-flexion [4]. En optant pour un laminé symétrique balancé, le couplage membrane-flexion/torsion peut être retiré. C'est-à-dire qu'un effort de traction dans le plan du laminé n'engendrera pas de déformation en flexion et en torsion.

Au niveau du laminé, l'expansion thermique dans le plan est dominée par les fibres. En revanche, suivant la direction de l'épaisseur du laminé, l'expansion thermique est quant à elle dominée par la matrice. Du point de vue des propriétés d'un pli, le CTE dans la direction normale est la propriété dominante. Dans le cas d'un laminé courbe, cela résulte en une variation d'angle. Ce phénomène est plus connu sous le nom "spring-in".

Pour des laminés symétriques [27], la distorsion angulaire (notée $\Delta\theta$) peut se prédire selon l'équation développée par Radford et Diefendorf [28] pour des composites en L en 1993 comme

suit :

$$\Delta\theta = \theta \frac{(\alpha_l - \alpha_n)\Delta T}{1 + \alpha_n\Delta T} \quad (2.1)$$

Avec θ l'angle initial, α le coefficient d'expansion thermique, ΔT la différence de température. Les suffixes l et n signifient les directions longitudinale et normale à la surface que forme le laminé. Néanmoins, ce modèle ne prend pas en compte le changement de coefficient thermique de la résine de part et d'autre de la température de transition vitreuse (T_g) qui se révèle significatif [23]. Svanberg et Holmberg [29] et Ersoy et al. [30] ont montré que la distorsion angulaire peut augmenter ou décroître avec ΔT , dépendamment du chemin thermique suivi par la résine. La Figure 2.7 montre l'évolution de la distorsion angulaire pour trois chemins thermiques différents. Le point A correspond au point de départ avant le refroidissement

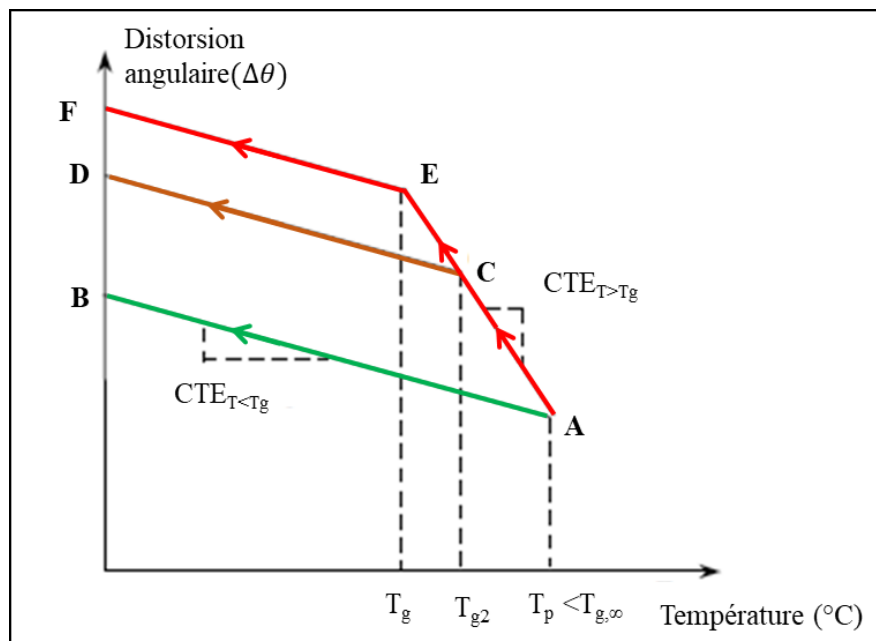


Figure 2.7 Distorsion angulaire pour des températures de part et d'autre de la température de transition vitreuse. Adapté de Ersoy et al. [30] ©2005 Elsevier

de la pièce. Cette température de départ, T_p est inférieure à $T_{g,\infty}$, qui est la température de transition vitreuse de la résine complètement polymérisée. La température de transition vitreuse (T_g) de la résine augmente en fonction du degré de polymérisation, jusqu'à atteindre $T_{g,\infty}$. Le chemin AB sur la Figure 2.7 correspond au cas où la température est en deçà de T_g durant le refroidissement (moment durant lequel une polymérisation peut avoir lieu). L'expansion thermique restera alors linéaire. En revanche, si le point de départ commence à une température supérieure à T_g , le chemin parcouru par le coefficient d'expansion thermique (chemin ACD et AEF) correspondra à une relation bilinéaire. Minakuchi et al. [31,32] soulignent également que l'équation 2.1 ne permet pas d'expliquer l'effet de l'épaisseur sur la distorsion

angulaire.

2.4.2 Retrait volumique

Le retrait volumique est une contraction de la résine thermodurcissable lors de sa polymérisation. Durant ce phénomène, un réseau 3D macromoléculaire se forme. Ce retrait volumique se situe aux alentours de 7% pour une résine époxy [33]. Ce retrait peut causer des déformations similaires aux déformations thermomécaniques [24]. Son effet est plus marqué dans les directions dominées par la matrice, à savoir la direction transverse à échelle du pli et selon l'épaisseur à échelle du laminé. Ainsi, pour des composites courbes, il peut contribuer à une distorsion angulaire. Dernièrement, d'après Palardy et al. [34], le retrait volumique a un impact sur l'état de surface du composite. Cela peut mener à des ondulations, des marques liées à la dépression (sink mark) ou à l'impression du renfort (fabric print through).

Un autre terme peut être ajouté à l'équation 2.1 pour prendre en compte le retrait volumique de la résine [25] [31]. Cela donne l'équation 2.2.

$$\Delta\theta = \theta \left[\frac{(\alpha_l - \alpha_n)\Delta T}{1 + \alpha_n\Delta T} + \frac{\phi_l - \phi_n}{1 + \phi_n} \right] \quad (2.2)$$

Où ϕ_l est le retrait volumique isotherme dans la direction tangente à la courbure et ϕ_n , le retrait volumique isotherme dans la direction normale à la courbure. Ce terme supplémentaire permet d'ajouter une déformation supplémentaire d'origine non thermomécanique. Néanmoins, bien que l'équation 2.2 soit pratique pour comprendre deux mécanismes de déformation, elle est limitée aux formes simples [25]. Ce modèle a été par la suite enrichi par Ersoy et al. [30] en prenant en compte la différence de comportement de la résine avant et après la température de transition vitreuse. Cependant, il se heurte aux mêmes limites comme l'influence de l'épaisseur [32] ou le profil de refroidissement parcouru.

2.4.3 Interaction pièce outillage

La Figure 2.8 montre l'interaction pièce outillage durant la mise en forme d'une pièce composite. La Figure 2.8a montre la phase de chauffe du cycle de polymérisation. Comme les moules en acier et en aluminium ont un coefficient d'expansion thermique plus élevé que les pièces composites, des contraintes en cisaillement vont se créer à l'interface pièce moule. Cela va résulter en un étirement mécanique du laminé. Comme le montre la Figure 2.8b, ces contraintes sont redistribuées à travers l'épaisseur du laminé. Lors de la gélification de la résine, ces contraintes résiduelles sont verrouillées à l'intérieur de la pièce polymérisée.

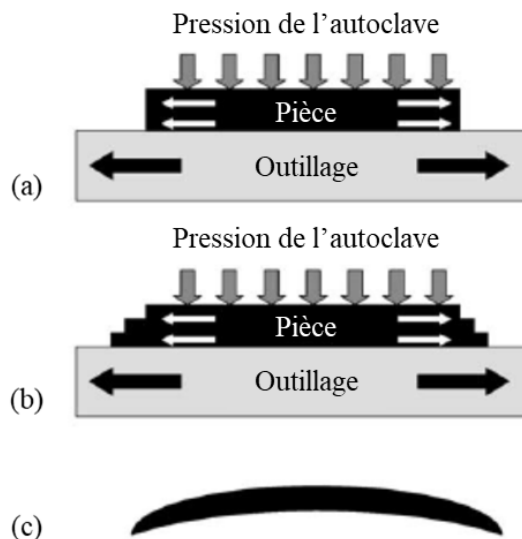


Figure 2.8 Phénomène de gauchissement causé par le cisaillement à l'interface pièce-moule. Adapté de Twigg et al. [35] ©2004 Elsevier

Pendant le démoulage, un rééquilibrage des efforts interne se produit, résultant en une pièce gauchie comme le montre la Figure 2.8c. Ce phénomène est particulièrement présent pour les géométries planes et s'appelle le gauchissement (warpage en anglais). La Figure 2.8 a illustré ce mécanisme pour une cuisson en autoclave mais ce même mécanisme apparaît pour d'autres procédés de mise en oeuvre des composites comme l'infusion de résine sous vide. La différence réside dans l'intensité de la pression appliquée [23]. Ce mécanisme a été mis en lumière par Radford [25] et Svanberg [29]. Ils ont observé, dans le cas des procédés RTM et de cuisson en autoclave, qu'il y avait une augmentation de la distorsion angulaire non expliquée par le retrait chimique et les mécanismes thermomécaniques. Svanberg [36] [37] a développé un modèle numérique pour prédire les distorsions angulaires observées. Différentes conditions limites ont été testées pour reproduire numériquement l'effet de l'outillage. Une condition de contact solide-solide s'appuyant sur une loi de frottement de type Coulomb a été en mesure de reproduire le plus fidèlement les expériences. Twigg et al. [35] [38] ont examiné cette interaction expérimentalement et numériquement. Cette étude expérimentale a permis d'identifier l'influence par les aspects de ratio de la pièce et des conditions du procédé. Une relation empirique a été établie reliant le gauchissement maximal, qui est proportionnel à la pression, la longueur de la pièce et son épaisseur. Par une augmentation de la pression appliquée par l'autoclave, une augmentation des contraintes résiduelles et des déformations est observée, tout comme cela augmente la surface de contact et les possibilités d'ancrage mécanique avec le moule, et donc les interactions pièce moule. Néanmoins, il n'a pas été établi, de manière prédictible, comment la surface de l'outillage impacte le gauchissement [35]. Numé-

riquement, l'interaction pièce-outillage a été modélisée par une "couche de cisaillement" entre le laminé et le moule, dont les propriétés élastiques peuvent être modifiées pour s'adapter à celle de l'interface. Par la suite Twigg et al [39], ont développé une approche expérimentale pour définir le comportement entre le moule et la pièce pour une cuisson en autoclave. Ils ont choisi un comportement "stick-slip" qui se définit comme :

$$\tau = \begin{cases} \mu * P & \text{si } \tau < \tau_{max} \\ \tau_{max} & \text{si } \tau \geq \tau_{max} \end{cases} \quad (2.3)$$

Avec τ_{max} la contrainte de cisaillement limite à l'interface, P la pression et μ le coefficient de frottement. En dessous d'un seuil de contrainte en cisaillement, la loi de contact est avec un frottement type Coulomb, avec un coefficient de 0.3 [39]. Au-delà de ce seuil critique de contrainte en cisaillement, la loi de contact devient sans frottement. D'après Khoun [23], cette loi de contact permet bien de décrire le développement des distorsions dans le laminé pour un procédé RTM. Cette contrainte, τ_{max} a été estimée à l'aide d'un capteur optique. Elle était de 140kPa dans le cas étudié par Khoun [23].

Oliveira et al. [40] a étudié l'influence du matériau de l'outillage sur le développement de déformation résiduelle. Pour cela, une méthode in situ des capteurs à fibre optique (Fibre Bragg Grating optic sensors, FBG sensors) a été utilisée sur des laminés unidirectionnels et croisés (unidirectionnels alternés dans deux orientations), mis en oeuvre en autoclave. Potter et al. [41] ont également étudié ce phénomène en mesurant la courbure de laminés polymérisés en autoclave. Pour cela, un outillage spécial a été développé pour imposer une interaction avec l'outillage. Ces deux auteurs ont observé des déformations plus importantes pour des moules ayant une expansion thermique plus élevée. Ils ont aussi confirmé l'impact de la pression comme Twigg et al [35] (plus la pression est importante, plus le sont les déformations). Ferlund et al [39,42] ont investigué l'influence de l'état de surface de l'outillage. Ils ont conclu que l'application d'un film d'éthylène propylène fluoré (FEP), en plus d'un agent démoulant, permet de réduire les distorsions angulaires. Cela souligne l'importance de l'outillage, de son état de surface en plus de la valeur ajoutée de l'utilisation d'un agent démoulant.

Un autre mécanisme d'interaction outillage pièce est présent lorsque le composite est forcé de bouger avec l'outillage en expansion [24]. L'exemple le plus parlant est l'enroulement filamentaire où des contraintes de traction sont générées par l'expansion thermique de l'outillage. Ganley et al. [43] ont estimé des contraintes de 250 MPa à la surface pour un enroulement circonférentiel unidirectionnel avec un mandrin en acier. Néanmoins ce type d'enroulement est assez peu utilisé [4]. Cette contrainte a causé une distorsion angulaire non négligeable [43]. Ce blocage pourrait également apparaître pour des cadres en C où l'outillage constitue la

partie mâle.

2.4.4 Autres sources de distorsion

Les trois plus grands mécanismes intervenants dans les distorsions induites par la fabrication ont été présentés. Il en existe d'autres qui seront présentés succinctement dans cette partie. Les gradients de température et donc de degré de polymérisation (DOC, Degree Of Cure) sont un problème dans les pièces composites épaisses. Ils sont en général ignorés dans les composites fins. Ils sont entre autre le résultat d'une faible conductivité thermique dans le sens transverse de la pièce, dictée par la faible conductivité thermique de la résine, et de la réaction exotherme de la polymérisation de cette dernière. Ruiz [44] et al. ont montré que dans des composites épais, un gradient de température (et donc de DOC) affecte l'amplitude des contraintes résiduelles. La température du procédé doit être pilotée avec précaution. Dans le cas d'une température de procédé élevée, la polymérisation va avancer de l'extérieur vers le coeur du composite. Ce type de profil de polymérisation amène à de grandes contraintes résiduelles. À l'opposé, une faible température de procédé permet de réduire le développement de ces contraintes. En contrepartie, cela résulte en un cycle de fabrication plus long et le risque que la pièce ne soit pas totalement polymérisée. Dernièrement, dans le cas où la polymérisation de la pièce composite est pilotée par une seule de ses deux faces, une réduction du temps de procédé est observée par rapport au cas précédent [23]. Néanmoins, cette configuration génère une répartition de contraintes asymétrique pouvant causer du gauchissement. Pour les pièces épaisses, des profils de cuisson optimisés différents de ceux des pièces fines, sont utilisés. Ruiz et al. [44] en ont proposé pour le procédé RTM.

Une variation de fraction volumique de fibre à travers l'épaisseur peut apparaître, particulièrement dans le cas d'une fuite de résine [24]. Cela peut causer des distorsions dans des géométries planes [45]. Les zones riches en résine proches de l'outillage et les zones pauvres en résine sont situées vers la surface du laminé. Cette différence de résine suffit à changer l'expansion thermique du composite de part et d'autre, résultant en un gauchissement.

Des mouvements du renfort peuvent causer une modification de la géométrie. La consolidation ou le flot de résine dans des congés peuvent amener un épaissement du point avec un outillage concave et un amincissement avec un outillage convexe [45]. Cela a pour conséquence des zones riches en résine pour un outillage concave, et donc pauvres dans le cas convexe.

Les effets du cycle de cuisson sur les distorsions angulaires ont été examinés par Ferlund et al. [42]. Un cycle de cuisson en autoclave avec deux plateaux génère plus de distorsions angulaires qu'un unique plateau. Néanmoins, d'après Hernandez et al [46] un tel profil de cuisson a permis de réduire la fraction volumique de porosité de 2.9% à 0.4% pour un procédé RTM.

La présence d'humidité peut causer des gonflements de la matrice, dont les effets sont semblables aux déformations thermomécaniques. Cela a causé des distorsions angulaires dans le cas de laminés asymétriques [24].

Finalement, des opérations post-procédé peuvent avoir un impact sur les contraintes résiduelles. À ce titre, il est pertinent de lister les cycles de post-polymérisation et les opérations d'usinage sur la pièce produite [26]. Par exemple, les découpes présentes sur la Figure 2.1 peuvent avoir un impact sur la répartition des contraintes résiduelles dans le cadre.

2.4.5 Quantification des mécanismes intervenant sur les distorsions

Il est primordial de comparer la contribution de chaque mécanisme sur la déformation géométrique totale. Les trois grands mécanismes intervenants précédemment présentés sont les effets thermomécaniques, le retrait volumique et l'interaction moule pièce. Dans une étude réalisée par Albert et Fernlund [47], des pièces L ont été fabriquées. L'interaction pièce outillage a été quantifiée en tentant de la réduire au minimum par l'utilisation de film en FEP. La Figure 2.9 montre la contribution de chacun des phénomènes dans une distorsion angulaire. La pièce 2 sur la Figure 2.9 correspond à la fabrication d'un pièce en L semblable à la pièce 1 où l'interaction avec l'outillage a été minimisée. On peut observer pour le cas où les interactions pièce moule sont minimisées que les ratios de contributions pour les effets thermomécaniques et de retrait volumique étaient respectivement de $2/3$ et $1/3$ de la distorsion totale [26].

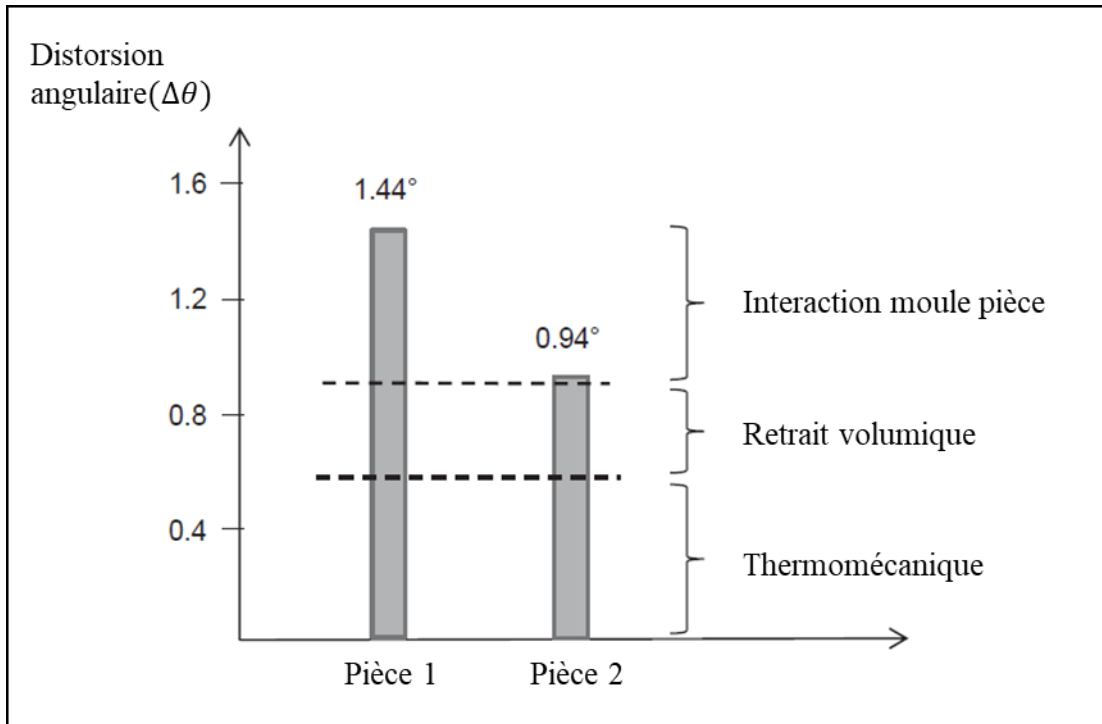


Figure 2.9 Distorsion angulaire pour des températures de part et d'autre de la température de transition vitreuse. Adapté de Zobeiry et Poursatip. [26] ©2015 Elsevier

2.5 Modélisation de distorsions

Comme présenté précédemment, les sources de contraintes résiduelles sont multiples et peuvent être causées par de nombreux mécanismes. La Figure 2.10 montre une approche pour modéliser ces derniers avec la méthode des éléments finis. Comme le montre la Figure 2.10,

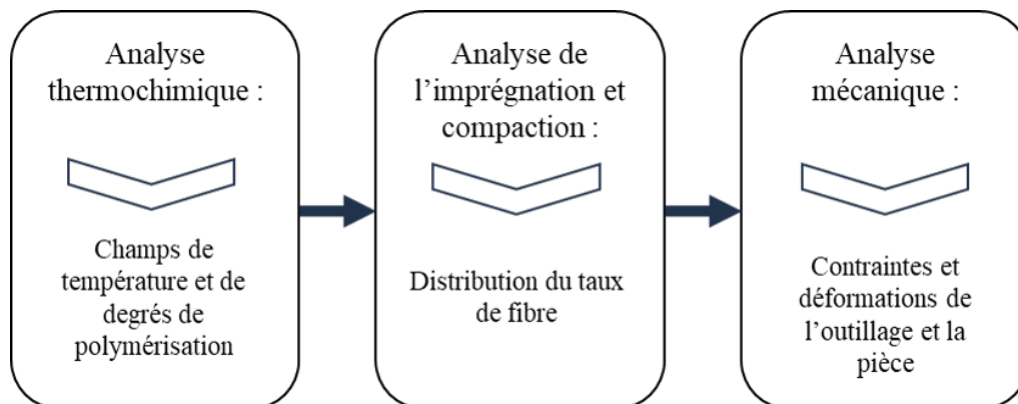


Figure 2.10 Approche modulaire de modélisation de procédé de mise en forme

l'approche la plus courante est de séparer ces phénomènes en trois modules interdépendants. Ces derniers, illustrés sur la Figure 2.10, sont l'aspect thermo-chimique, l'imprégnation et la

compaction du renfort et finalement le module mécanique. Chaque module est un modèle éléments finis. On peut voir sur la Figure 2.10 que ces modules sont inter-reliés et couplés par des variables d'état, la sortie d'un module devient une donnée d'entrée d'un autre. Par exemple le champ de température est la sortie du module thermochimique et devient une donnée d'entrée pour le module d'imprégnation. Chaque module est régi par une loi de comportement détaillée par la suite. Cette approche structurée en trois sous modèles a été développée par Loos et Springer en 1983 [23] [48]. Cette approche a été appliquée par de nombreux chercheurs, notamment pour le procédé de cuisson en autoclave et le procédé RTM [23]. Les logiciels commerciaux d'éléments finis tel ABAQUS et ANSYS, couplés avec des sous-routines ou des extensions tel Compro Component Architecture, permettent de réaliser ce type de modélisation.

2.5.1 Modélisation thermochimique

Cette équation aux dérivées partielles, aussi appelée équation de chaleur, permet de décrire l'évolution au cours du temps, de la température dans la pièce composite et l'outillage. Par l'entremise du terme source de l'équation de chaleur, il est possible de prédire le degrés de polymérisation en fonction du temps. La relation constitutive reliant le flux de chaleur au champ de température est la loi de Fourier :

$$\frac{\partial(\rho_c * C_p T)}{\partial t} = k_{ij} \nabla^2 T + \dot{Q} \quad (2.4)$$

Avec ρ la masse volumique du composite, C_p sa chaleur spécifique et k_{ij} la conductivité thermique du composite. T et t correspondent à la température et au temps. \dot{Q} représente l'apport volumique de chaleur par la polymérisation de la résine. La réaction de polymérisation est un phénomène exothermique. \dot{Q} est lié au degré d'avancement de la réaction de polymérisation elle-même et se calcule comme suit :

$$\dot{Q} = \frac{d\alpha}{dt} \rho_r H_r \quad (2.5)$$

Avec α le degré de polymérisation de la résine, ρ_r la masse volumique de la résine, et H_r l'enthalpie totale de réaction de polymérisation de la résine. Le taux de réaction ou vitesse de réaction (en s^{-1}), $\frac{d\alpha}{dt}$ est quant à lui une fonction dépendant de la température et du degré de polymérisation. De nombreux modèles capturant le comportement thermocinétique des résines thermodurcissables ont été proposés dans la littérature scientifique [23, 49]. Johnston en présente six différents dans COMPRO [49]. Ces derniers dépendent de la précision attendue du modèle de polymérisation de la résine. D'autres phénomènes d'apport et de transfert

de chaleur sont ajoutés par les conditions limites du procédé. Cette modélisation nécessite donc comme données d'entrée les propriétés thermophysiques de la résine, des fibres et de l'outillage ainsi que les profils en température et en pression du cycle de mise en oeuvre des pièces composites.

2.5.2 Modélisation de l'imprégnation et de compaction du renfort

Cette modélisation permet de représenter l'imprégnation du renfort par la résine. Les hypothèses généralement admises pour cette modélisation [1] sont :

- Un faible nombre de Reynolds (l'inertie du flux de la résine négligée)
- La dissipation visqueuse est négligée

L'approche utilisée est de modéliser le flux de résine à travers le renfort comme s'il s'agissait d'un milieu poreux. Ainsi la loi de Darcy peut être utilisée :

$$\vec{\nu} = \frac{-\mathbf{K}}{\mu} \vec{\nabla} P \quad (2.6)$$

Avec ν la vitesse superficielle ou flux volumique de résine, \mathbf{K} le tenseur de perméabilité, μ la viscosité de la résine et $\vec{\nabla} P$ le gradient de pression de l'écoulement dans le renfort fibreux. Le renfort joue un rôle "d'obstacle" à l'écoulement de la résine. Pour cela, une vitesse nommée vitesse interstitielle, v_i est introduite. Elle correspond à la vitesse de la résine autour des fibres et est reliée à ν et au taux volumique de fibre de la sorte :

$$v_i = \frac{\nu}{\phi} = \frac{\nu}{1 - V_f} \quad (2.7)$$

La viscosité, μ est fonction de la température et du degré de polymérisation de la résine. Dans le cas d'utilisation de renforts saturés (de résine), l'équation 2.6 est valide. Dans ce cas, la variation de pression est linéaire comme illustré sur la Figure 2.11. En considérant la résine comme un fluide incompressible à masse volumique constante, il est possible de décrire cette variation de pression. Cela donne l'équation aux dérivées partielles suivante à résoudre :

$$\begin{cases} \vec{\nu} = \frac{-\mathbf{K}}{\mu} \vec{\nabla} P \\ \frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla}(\rho \vec{\nu}) = 0 \rightarrow \vec{\nabla}(\vec{\nu}) = 0 \end{cases} \rightarrow \vec{\nabla}(\vec{\nu}) = \vec{\nabla}\left(\frac{-\mathbf{K}}{\mu} \vec{\nabla} P\right) = 0 \quad (2.8)$$

En intégrant cette équation avec des conditions limites adéquates au procédé, il est possible de décrire temporellement l'écoulement de la résine. La Figure 2.11 montre l'évolution d'un écoulement de résine à travers un renfort fibreux sec. Il peut être observé sur la Figure 2.11 trois zones distinctes. La première est une zone d'écoulement saturée où le renfort est

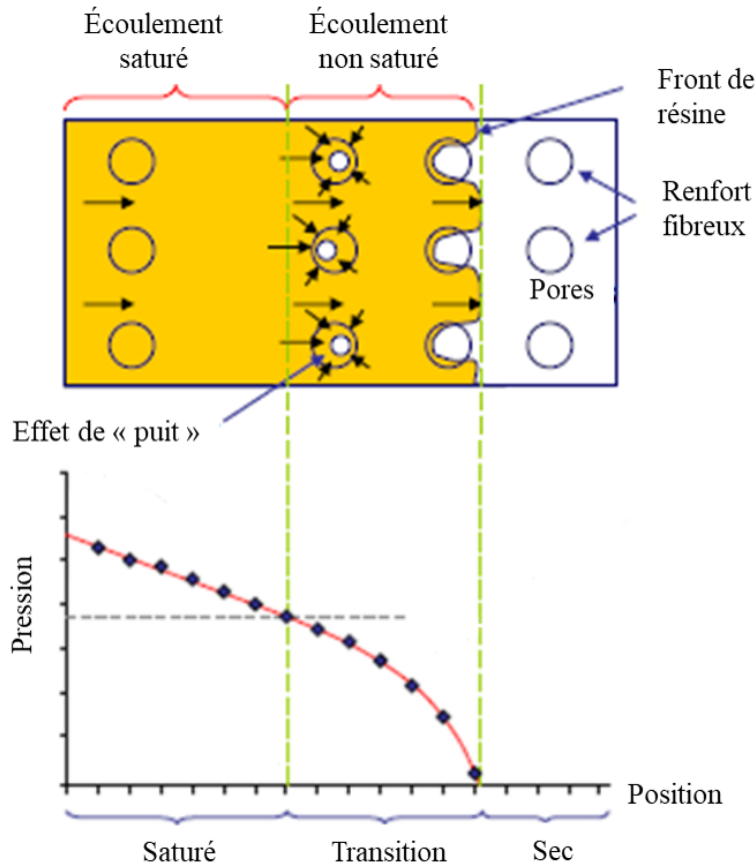


Figure 2.11 Schématisation d'un écoulement de résine à travers un renfort fibreux, adapté de [1]

totallement imprégné. Dans cette zone, la variation de pression est linéaire. Une autre zone où le renfort est sec peut être observée : la résine n'a pas encore atteint cette zone. Une zone de transition est observée entre les deux précédentes : une zone d'écoulement non saturé. Dans cette zone, la résine avance entre les fibres et progresse également à l'intérieur de ces dernières, à travers un écoulement concentrique. Cet écoulement concentrique résulte en un effet de "puits". Le cas mentionné ici prend en considération un nombre capillaire élevé, c'est à dire que les forces visqueuses en jeu sont plus élevées que les forces capillaires. Comme le montre la Figure 2.11, dans cette zone d'écoulement non saturée, la variation de pression correspond à une variation non linéaire. Il est primordial de quantifier ces deux écoulements (inter-fibre et intra-fibre) afin qu'ils progressent à vitesse équivalente et d'éviter que des pores d'air ne soient capturés. La perméabilité du renfort se doit d'être bien caractérisée. Elle est fonction du taux volumique de fibre et de la saturation des fibres.

Le second aspect est la consolidation. Ce phénomène correspond à la réponse aux efforts mécaniques exercés par le procédé sur le couple résine et renfort fibreux, que ce soit par

l'entremise de conditions frontières à déplacements imposés ou à pression contrôlée. Dans le cas de l'infusion sous vide de résine, il s'agit de la pression atmosphérique par l'intermédiaire de la bache à vide. Plus ce phénomène est important, plus le renfort va être compacté et ainsi le taux volumique de fibre va augmenter. Une partie de ces efforts est reprise par la résine (champs de pression hydrostatique) et l'autre partie est accaparée par le squelette du milieu drainant qui expose un comportement mécanique fortement non linéaire (durcissement sous l'effet de la déformation en compression). À la fin de cette modélisation, le taux volumique de fibre est mis à jour.

2.5.3 Modélisation mécanique

Cette modélisation physique permet de décrire les déformations et contraintes au sein du composite. La loi de conservation de la quantité de mouvement, aussi appelée équilibre ou bilan des forces, qui doit être résolue pour un volume élémentaire dV de surface S s'exprime de la manière suivante [50] :

$$\int_S \vec{n} \cdot \boldsymbol{\sigma} dS + \int_V \vec{f} dV = 0 \quad (2.9)$$

Avec $\boldsymbol{\sigma}$ les contraintes appliquées à la surface du volume élémentaire, \vec{n} la normale à cette surface et \vec{f} les forces volumiques appliquées. De manière générale, pour les matériaux à comportement élastique linéaire, il est possible de relier la contrainte aux déformations par la loi de Hooke en expression tensorielle suivante :

$$\sigma_{ij} = D_{ijkl} : \varepsilon_{kl} \quad (2.10)$$

Avec σ_{ij} et ε_{ij} des matrices 3x3. D_{ijkl} correspond aux propriétés matériaux. Il a été possible de ramener l'expression tensorielle initialement d'ordre 4 à une expression matricielle, d'ordre 2 par l'emploi d'hypothèses simplificatrices sur le comportement mécanique du milieu, à savoir un milieu orthotrope ou isotrope transverse. Dans le cas de matériaux hétérogènes, il est possible de réaliser une homogénéisation. Elle consiste à déterminer les propriétés d'un matériau à partir de ses constituants à une échelle inférieure. Il existe plusieurs méthodes d'homogénéisation, la plus simple étant une loi de mélange. Les méthodes d'homogénéisation consistent à utiliser un élément de volume représentatif qui permet d'idéaliser les propriétés macroscopiques équivalente. D'autres méthodes plus complexes existent. Dans le cas d'un laminé mince orthotrope en 2D dans un état de contraintes planes, l'équation 2.10 s'exprime [3, 49] :

$$[\varepsilon_i]_{(l,t)} = S_{ij} : [\sigma_j]_{(l,t)} \quad (2.11)$$

l et t indiquent les directions longitudinale et traverse. S_{ij} , la matrice de souplesse :

$$S_{ij} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_l} & \frac{-\nu_{lt}}{E_l} & 0 \\ \frac{-\nu_{lt}}{E_l} & \frac{1}{E_t} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{lt}} \end{bmatrix} \quad (2.12)$$

Où E_l et E_t sont les modules d'élasticité du pli dans les directions longitudinale et transversale, ν_{lt} le coefficient de Poisson et G_{lt} le module de cisaillement. Ces données sont obtenues à partir des données matériau de la résine et du renfort avec une loi de mélange [3,4,49] et sont détaillées en Annexe A. La matrice de souplesse est exprimée dans le repère local du pli. Pour l'exprimer dans le repère matériau, il faut passer par une matrice de transformation. Cela est détaillé dans l'Annexe A. De la même manière dont ont été homogénéisées les propriétés d'un pli à partir de ses constituants, il est possible d'homogénéiser les propriétés de chacun des plis pour obtenir la matrice de souplesse du laminé à l'aide de la théorie des laminés [3,4].

Différents modèles élastique

Au cours de la polymérisation, les propriétés mécaniques de la résine évoluent. Pour prendre en compte cela, différentes modélisations ou approches sont disponibles. La Figure 2.12, montre trois approches. Ces trois modélisations sont le modèle viscoélastique, le modèle Cure Hardening Instantaneous Linear Elastic (CHILE) et le modèle élastique. Ces derniers seront détaillés par la suite. Le modèle viscoélastique est le plus précis et le plus complet, suivi du modèle CHILE puis du modèle élastique. Cependant cela se fait au détriment de la rapidité de calcul.

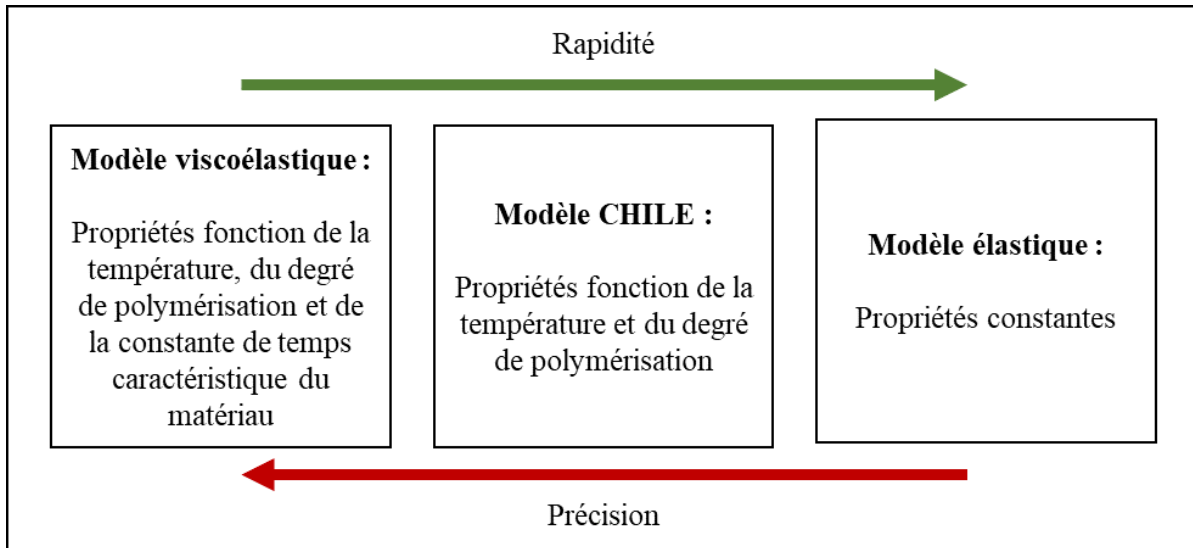


Figure 2.12 Différentes modélisations de la résine pour prédire les contraintes résiduelles dans les composites.

Le modèle élastique linéaire considère que la résine a un module de rigidité constant [26, 48]. Cela revient à négliger la polymérisation. Il s'établit une relation linéaire entre les contraintes et les déformations comme suit :

$$\sigma(t) = E_r \varepsilon \quad (2.13)$$

Le module E_r utilisé est celui de la résine à la fin de la polymérisation. Des études [51, 52] ont montré que des modèles purement élastiques peuvent prédire avec assez de précision les distorsions angulaires. Ces modèles sont strictement thermomécaniques. Dans [52], 80% des distorsions angulaires mesurées ont été prédites numériquement. Dans ces études, l'influence de la polymérisation de la résine est négligée, et seul le refroidissement est considéré. Un modèle [53] par Causse et al. a permis de prédire les distorsions angulaires d'une pièce en L, en prenant en compte les zones riches en résine dans la courbure du L. Néanmoins, ce modèle manque de précision et ne permet pas de capturer la complexité des phénomènes en jeu [26]. Les modèles pseudo-viscoélastiques, également appelé CHILE, sont une réponse à ces limites. Dans ces modèles, le module est fonction du degré de polymérisation (α) et de la température (T) :

$$\sigma(t) = \int_0^t E_r(T, \alpha) \frac{\varepsilon}{d\tau} d\tau \quad (2.14)$$

Avec τ le pas de temps. Ainsi à chaque pas de temps, le modèle est considéré élastique linéaire.

La terminologie CHILE a été introduite par Johnston en 1997 [49] avec le modèle suivant :

$$E_r = \begin{cases} E_r^0 & T^* < T_{C1}^* \\ E_r^0 + \frac{T^* - T_{C1}^*}{T_{C2}^* - T_{C1}^*} (E_r^\infty - E_r^0) & T_{C1}^* < T^* < T_{C2}^* \\ E_r^\infty & T^* > T_{C2}^* \end{cases} \quad (2.15)$$

$$\text{Avec : } T^* = (T_g^0 + T_{gb} * \alpha) - T; T_{C1}^* = T_{C1a}^* T_{C1b}^* * T \quad (2.16)$$

Ce modèle comporte sept paramètres E_r^0 , E_r^∞ , T_g^0 , T_{bg} , T_{C1a} , T_{C1b} et T_{C2} . E_r^0 est le module de la résine non relaxé ($t=0$) ou pour $T \ll T_g$ à $T=20^\circ$. E_r^∞ est le module de la résine relaxé ($t=\infty$) ou pour $T \gg T_g$ à $T=20^\circ$. T_g^0 est la température de transition vitreuse avec $\alpha=0$. T_{bg} est la variation de température de transition vitreuse avec $\alpha=0$. Une relation linéaire entre T_g et le degré de polymérisation (α) est supposée. Dans ce modèle, il a été fait comme hypothèse que le module varie linéairement avec T^* entre les températures "critiques" T_{C1} et T_{C2} . Ces températures sont identifiées par un processus d'optimisation à partir des données de la résine issues de la caractérisation. L'implémentation d'un modèle CHILE nécessite donc de caractériser la résine. Ce type d'approche montre de bonnes prédictions des distorsions des composites à matrice thermodurcissable [26]. Néanmoins, elle ne permet pas de capturer le comportement visco-élastique de la matrice comme par exemple la relaxation.

Dans les modèles visco-élastiques le module de la résine est fonction du temps, de la température et du degré de cuisson :

$$\sigma(t) = \int_0^t E_r(t - \tau, T, \alpha) \frac{\varepsilon}{d\tau} d\tau \quad (2.17)$$

Ces modèles sont les plus précis et permettent de capturer de manière plus complète le comportement de la résine [26]. Benavente [22] a implémenté un modèle viscoélastique pour prédire les distorsions induites par un procédé RTM pour des plaques asymétriques. Bien que les modèles pseudo-viscoélastique et viscoélastique ont pu prédire les distorsions avec une justesse inférieure à 5% par rapport aux expériences, seul le modèle viscoélastique développé a permis de répliquer les distorsions observées durant une polymérisation post-procédé (post-cuisson). Ces distorsions durant cette polymérisation post-procédé peuvent représenter entre 15 et 30% des distorsions totale, dépendamment du cycle thermique et de la géométrie de la pièce [22]. Néanmoins, les modèles viscoélastiques sont complexes à implémenter, et une caractérisation chronophage et onéreuse du comportement visco-élastique du matériau est nécessaire.

Bien que les modèles visco-élastiques prédisent plus précisément les distorsions induites par le procédé [54], les modèles CHILE ou élastique linéaire sont généralement préférés [55]. Cela

est dû aux coûts de caractérisation des matériaux très importants ainsi qu'au temps de calcul long. Les modèles "Path-dependant" semblent être une bonne alternative [26]. Proposés par Svanberg [36], ils considèrent un module de la résine constant pour chaque phase de la résine (de part et d'autre de la transition vitreuse). Cela a permis de réduire substantiellement le temps de calcul. Ding et al. ont utilisé un tel modèle pour prédire avec succès les distorsions pour des profils en L [56].

2.6 Stratégies de compensation des distorsions angulaires

Avant d'opter pour une stratégie de compensation, il est possible d'implémenter pour des mesures permettant d'atténuer les défauts géométriques induits. Il est possible d'optimiser le cycle de polymérisation [44,57], changer l'empilement des plis [58], ou réduire l'interaction pièce-outillage [39,47]. La Figure 2.13 montre trois méthodes pour compenser les défauts géométriques [26]. Ces trois méthodes sont une compensation par conception (Figure 2.13a), par assemblage (Figure 2.13b) ou par compensation géométrique du moule (Figure 2.13c). Pour la compensation par conception ou par assemblage, les déformations de la pièce mise en forme sont tolérées. Ces déformations sont mécaniquement corrigées par l'ajout de pièces supplémentaires. Pour une compensation par conception (Figure 2.13 a), une équerre est introduite pour forcer la pièce à correspondre au dessin de définition. Dans le cas d'une compensation par assemblage (Figure 2.13 b), des cales sont ajoutées pour combler l'écart entre la pièce et celle à laquelle elle doit être assemblée. Au-delà du surcoût que ces méthodes peuvent engendrer, elles peuvent causer une augmentation des contraintes dans la pièce, et donc une réduction des performances mécaniques [26]. La méthode privilégiée est la compensation géométrique du moule (Figure 2.13c). Dans cette méthode, un outillage dont les dimensions sont à l'opposé des distorsions géométriques est utilisé, à savoir par l'utilisation d'angles supérieurs à ceux désirés pour anticiper les distorsions angulaires. À la place d'itérations par essai-erreur, cette méthode s'arrime bien avec l'utilisation d'un modèle éléments finis pour prédire les distorsions. Néanmoins, cette utilisation est moins répandue [59,60] que dans l'emboutissage de feuilles de métal. Dans l'emboutissage de feuilles de métal, la compensation d'outillage par des simulations numériques est bien aboutie [59]. Zhu et Geubelle [54] ont numériquement optimisé la géométrie d'outillages pour des pièces en L et des plaques composites. Pour cela, ils ont utilisé un modèle éléments finis thermo-chimico-viscoélastique 2D. La Figure 2.14 montre deux méthodes de compensation pour un cadre en C courbé introduites par Wucher et al. [61]. La première sur la Figure 2.14a est la méthode de contrôle par point et la seconde sur la Figure 2.14b est la méthode par mode de distorsion. Dans un cadre en C courbé, en plus des distorsions angulaire étiquetées "1" sur la Figure 2.14b, il y a également une torsion

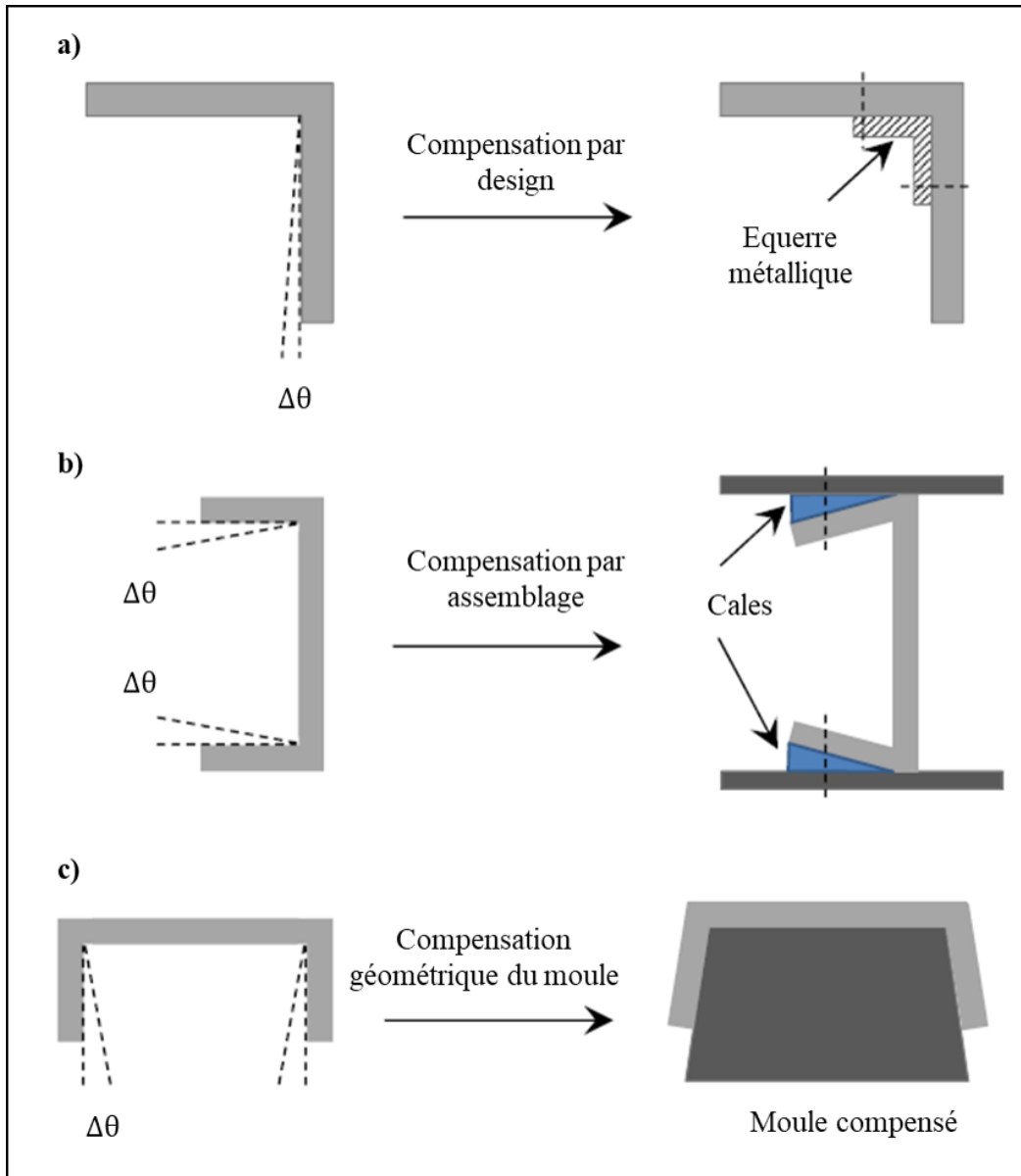


Figure 2.13 Stratégies pour réduire les distorsions géométriques. Adapté de Zobeiry [26] ©2015 Elsevier

et un changement de la courbure. Ces déformations sont étiquetées par les numéros 3 et 2 sur la Figure 2.14b. Dans le cas de la méthode de contrôle par point, la position de chaque point est optimisée individuellement par rapport à la géométrie ciblée. Ces points sont marqués en rouge sur la Figure 2.14a. Dans le cas de la méthode par mode de distorsion, chaque mode de distorsion est compensé individuellement. Les distorsions angulaires des différentes sections sont compensées puis la courbure du cadre pour finir par la torsion (numéro 1 puis 2 puis 3 sur la Figure 2.14b). Pour ces deux méthodes, un modèle 3D solide paramétrique a été utilisé pour calculer les distorsions. L'outillage a été négligé. La géométrie de ce modèle est

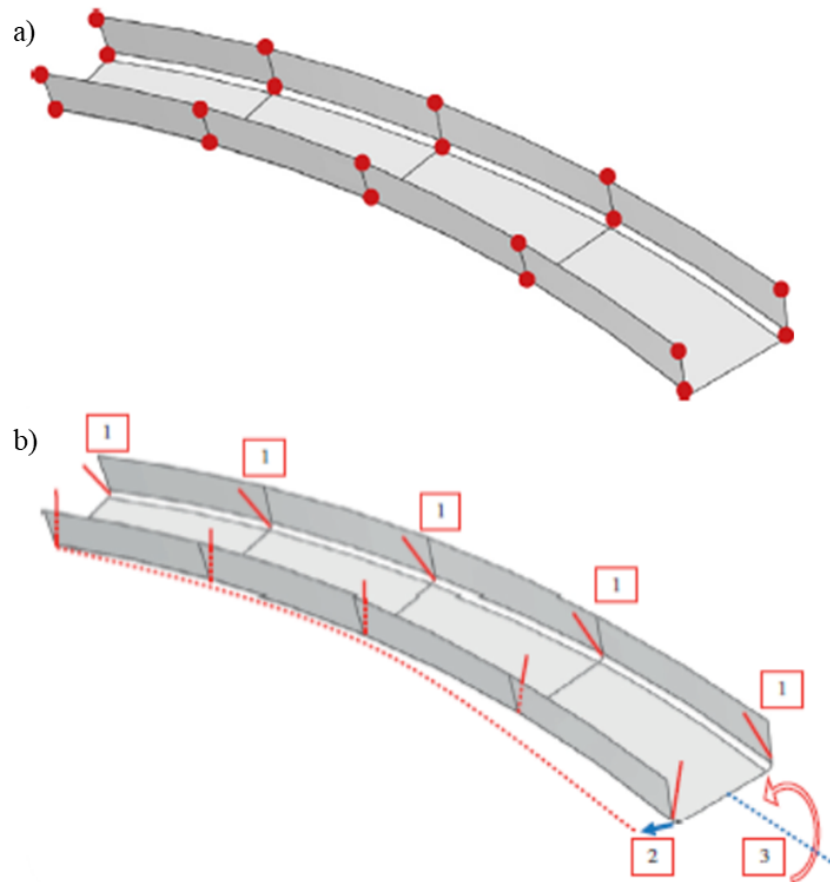


Figure 2.14 Deux stratégies de compensation géométrique proposées par Wucher : méthode par contrôle de point a) et par mode de distorsion b). Adapté de Wucher [61] ©2014 Elsevier

extraite d'une géométrie coque ayant servi à paramétrer le modèle. La méthode par mode de distorsion a donné des résultats moins satisfaisants. Les compensations de la torsion et de la courbure du cadre (numéro 2 et 3 sur la Figure 2.14b) interféraient entre elles. En revanche la méthode de compensation par contrôle de point semble prometteuse. Cette méthode a cependant besoin d'être validée expérimentalement.

La littérature sur la compensation géométrique par l'outillage n'offre pas de stratégie systématique pour des pièces complexes [61]. La plupart des méthodes de compensation géométrique d'outillage porte sur des géométrie en L. Cette optimisation géométrique se réduit ainsi à une fonction objectif à un paramètre qui doit être minimisée. Wang et al. [62] ont proposé un algorithme de compensation couplé à un modèle éléments finis pour des profils en L extrudés droits. Cet algorithme est utilisé pour corriger le gauchissement et la distorsion angulaire. Il montre une convergence plus rapide qu'une méthode de compensation conventionnelle [62]. Néanmoins il nécessite des simulations en amont pour connaître la réponse du modèle.

Cameron et al. [63] présentent une méthode novatrice pour prédire des distorsions dans une pièce à géométrie complexe. Cette méthode utilise deux modèles *path-dependant* sur des géométries de référence pour calibrer un modèle élastique linéaire d'une géométrie complexe. Cette calibration porte sur une modification des coefficients d'expansion thermique dans les directions transverse et normale au pli. Cette méthodologie validée expérimentalement permet de réduire par 1000 le temps de calcul [63], bien qu'elle surestime les distorsions angulaires.

2.7 Synthèse de la revue de littérature

La littérature a permis de cibler les fonctions et contraintes mécaniques d'un cadre d'avion. Elle a également souligné l'intérêt des matériaux composites pour de telles applications. De plus, elle mentionne le potentiel de l'utilisation de cadre avec un renfort fibreux obtenu par tressage. Cependant, aucun empilement de tresse n'a été trouvé dans la littérature pour concevoir un cadre. Ainsi, le chapitre 3 s'emploie à la conception d'un cadre en Z tressé.

La littérature a permis d'identifier les principaux mécanismes induisant des distorsions géométriques durant la fabrication d'une pièce en composite. Elle a ensuite exposé des méthodes de modélisation par la méthode des éléments finis. Cependant, il n'y a pas d'exemples ou d'instances de modélisation thermomécanique par éléments finis qui ont été retracés, dans la littérature scientifique, portant spécifiquement sur la prédiction des distorsions induites lors de la mise en oeuvre par infusion sous vide de pièce composite tressée. De plus, l'utilisation d'outillage en polymère obtenu par impression 3D n'a pas été retracée non plus. Ainsi, le chapitre 4 porte sur le développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés mise en forme par infusion. Cette pièce est fabriquée à l'aide d'un outillage obtenu par impression 3D.

Finalement, la littérature a montré des stratégies pour réduire les distorsions géométriques. L'approche par une compensation géométrique de l'outillage est la plus adéquate avec un modèle numérique prédisant les distorsions induites lors de la fabrication. Cependant, la littérature ne fournit pas de stratégie de compensation systématique pour les pièces à géométrie complexe. Ainsi le chapitre 5 traite du développement d'un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion.

CHAPITRE 3 Conception d'un cadre en Z tressé

Dans cette partie, il sera abordé le premier sous objectif de ce mémoire, à savoir "concevoir un cadre en Z tressé fabriqué par infusion". Cela consiste à déterminer une configuration de tresse pour un cadre tressé afin que ce dernier atteigne des performances mécaniques similaires à un cadre en service. Pour répondre à ce sous-objectif, deux cas de chargements seront évalués, un cas en traction et un en flexion. Ces cas seront modélisés par des modèles éléments finis. Couplés avec des contraintes de configuration de tresse, cela permettra de déterminer une configuration adéquate. Cette configuration sera finalement discutée.

3.1 Présentation du modèle mécanique

3.1.1 Hypothèses de modélisations

Pour ce modèle, des hypothèses de modélisations ont été proposées.

- L'épaisseur d'une tresse est de 0,28 mm
- La théorie des laminés est utilisée pour prédire les propriétés de la tresse.
- Une tresse biaxiale ou triaxiale est représentée par deux ou trois plis unidirectionnels (UD)
- il est supposé qu'une tresse $T(\pm 45)^\circ$ a les mêmes propriétés mécaniques que deux plis UD superposés à 45° et -45°

Ces hypothèses de modélisations sont couplées avec des contraintes de conception énoncées explicitement dans la section 3.2.1.

3.1.2 Propriétés matériau

Les propriétés matériau utilisées sont montrées dans le Tableau 3.1. Il s'agit de propriétés mécaniques d'un pli unidirectionnel. Ces plis sont réalisés à partir de résine époxy avec des fibres de carbone (HTS45) ayant un taux volumique de fibre estimé de 60%. La théorie des laminés a été appliquée pour déterminer les propriétés du laminé.

Tableau 3.1 Propriétés d'un pli unidirectionnel (résine époxy et fibre de carbone)

E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}	G_{12} (MPa)	G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)
125 560	2084	0.334	1064	500	500

3.1.3 Géométrie du cadre et maillage

La Figure 3.1 montre la géométrie du cadre étudié pour ce chapitre. Il s'agit d'un cadre avec une section en Z extrudée droit. La direction des plis à 0° est la direction d'extrusion. Cette géométrie est tirée d'un moule existant ayant servi pour réaliser des cadres démonstrateurs.

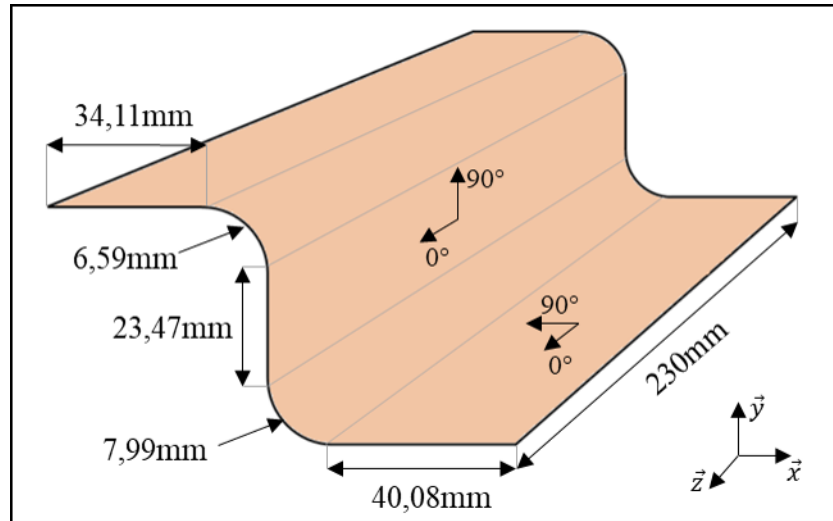


Figure 3.1 Géométrie du cadre tressé

La Figure 3.2 montre la géométrie du cadre maillée. Il s'agit d'un modèle avec des éléments plaques, ainsi la géométrie montrée correspond au plan médian de la section. Pour des modélisations de contraintes mécaniques, un modèle plaque est suffisant d'après la documentation

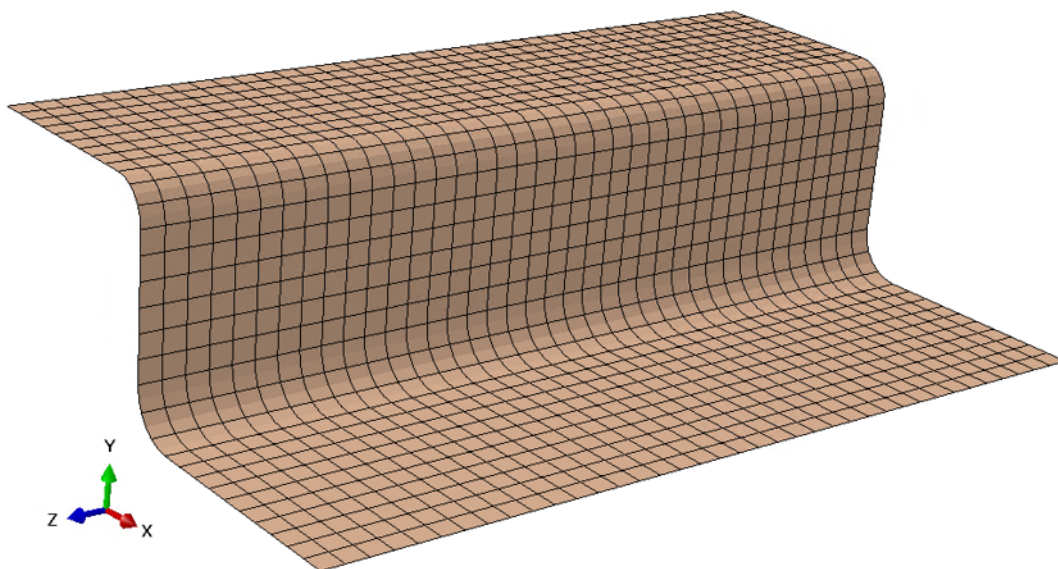


Figure 3.2 Maillage du cadre tressé

d'Abaqus. Pour les deux cas, les éléments S8R ont été utilisés. Il s'agit d'éléments plaques à 8 noeuds à intégration quadratique. Chaque noeud possède 6 degrés de liberté. Ce choix d'éléments a été retenu car il fournit des résultats plus précis que des éléments linéaires spécifiquement pour un problème de flexion, qui est un problème d'ordre 4. Une analyse de sensibilité au maillage a été effectuée. Elle se situe en Annexe B. Une taille d'élément de 4 mm a été retenue. La configuration des plis a été ajoutée avec l'outil "Composite Layup".

3.1.4 Conditions limites

Les deux cas de charges ont été modélisés et leurs conditions limites et de chargements ont été appliquées. Ces derniers sont présentés dans les deux sous-sections suivantes.

Traction

La Figure 3.3a montre les conditions limites pour le cas de traction. Le côté en rouge du cadre est encastré. Le côté opposé (en bleu sur la Figure 3.3a) est un corps rigide et est soumis à une force de traction arbitrairement fixée à 100N. La Figure 3.3b montre la résultante en déplacement selon l'axe z. On observe un déplacement maximal de 7,156E-2 mm.

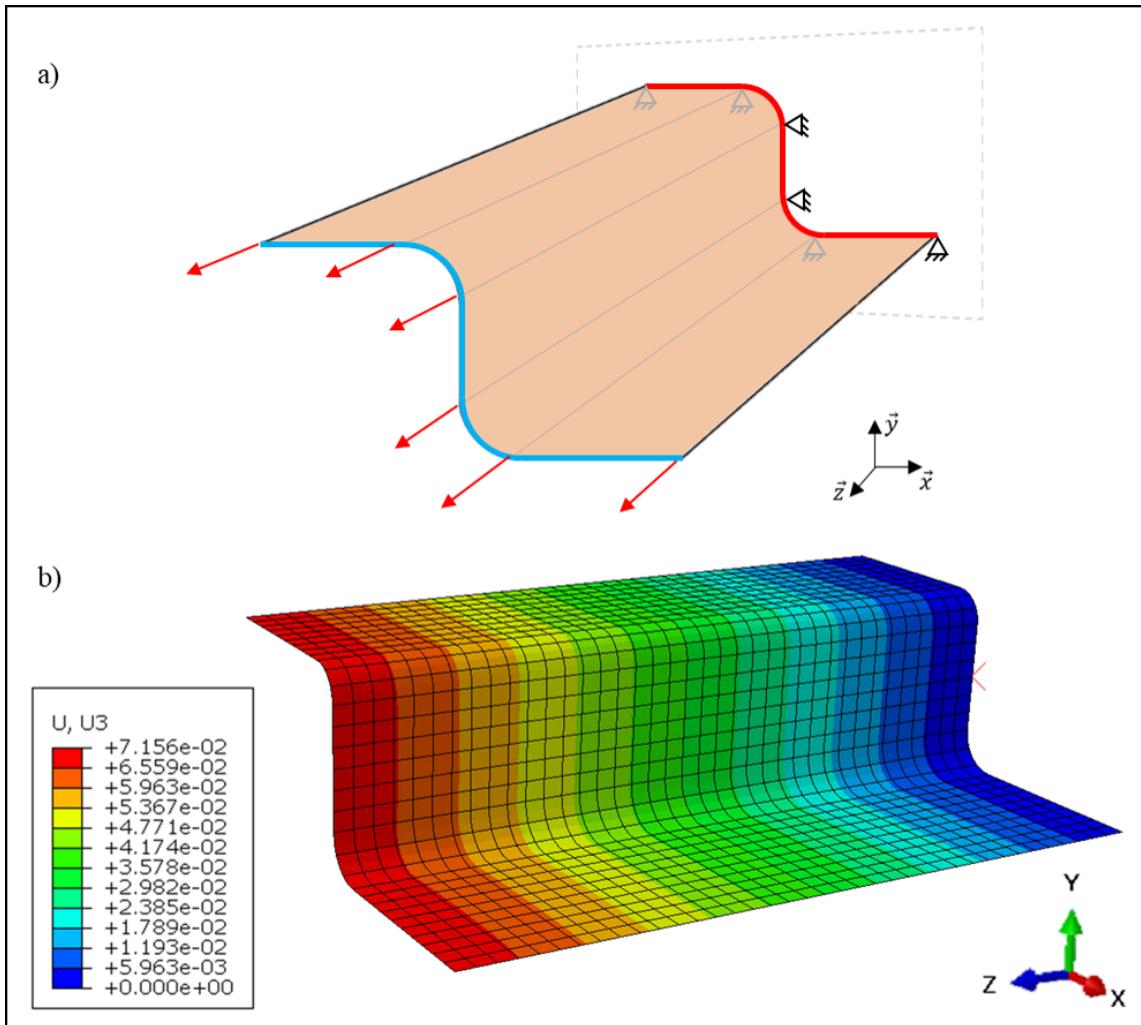


Figure 3.3 Conditions limites pour le cas de traction (a) et le résultat en déplacement selon z du modèle éléments finis pour la configuration de référence (b).

Flexion

La Figure 3.4a montre les conditions limites retenues pour le cas de flexion. Le côté rouge est encasté tandis que le coté opposé en bleu est un corps rigide. Le côté en bleu est soumis à une force verticale descendante arbitrairement fixée à 500N. La Figure 3.4b montre le résultat en déplacement selon y pour la configuration de référence. On y observe une flèche en bout de cadre de 39mm. Cette déformée est réduite d'un facteur 0,3.

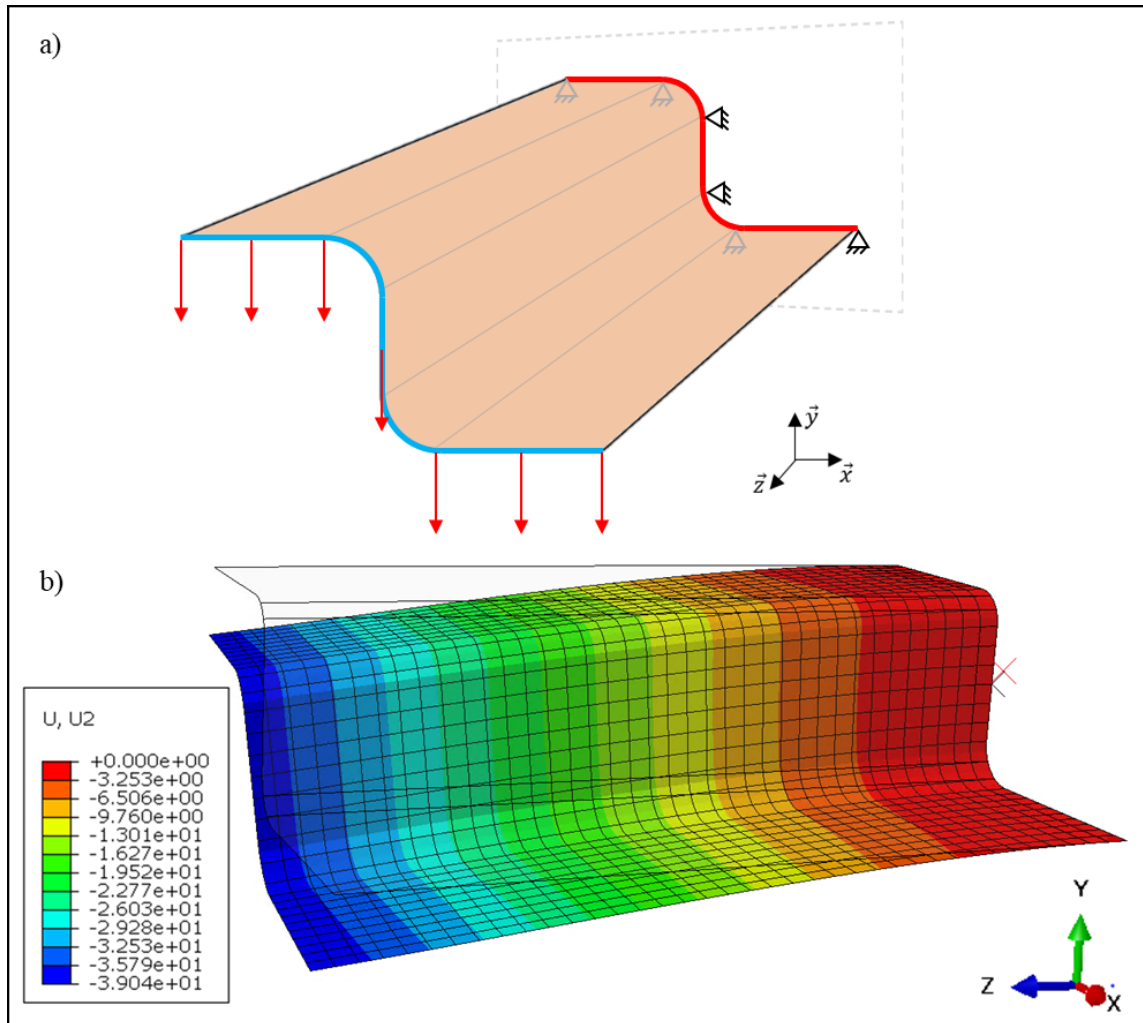


Figure 3.4 Conditions limites pour le cas de flexion (a) et le résultat en déplacement selon y du modèle éléments finis pour la configuration de référence (b) réduction de la déformée d'un facteur 0.3.

3.2 Détermination de la configuration de tresse

Dans cette sous-partie, il sera explicité la procédure suivie pour déterminer une configuration de tresse. Il est voulu que le cadre conçu puisse fournir des performances mécaniques similaires à celui de référence qui est en cours d'utilisation. Une configuration de plis typique servira de point de référence. Cette dernière correspond à l'empilement suivant : $[45/90/0/ - 45/0/90/0/ - 45/0/90/0/45]_S$. D'un autre côté, des contraintes d'empilement de plis seront ajoutées afin de mieux définir le problème. Pour finir, la configuration retenue sera discutée. Pour ce faire, les modèles structuraux numériques précédemment développés seront réutilisés.

3.2.1 Contraintes de conception

L'objectif est d'utiliser les modèles précédemment présentés pour déterminer une configuration de tresse ayant des caractéristiques mécaniques similaires à la configuration de référence. Des contraintes de conception sont ajoutées.

1. Seules des tresses $T(\pm 45)$, $T(\pm 60)$, $T(0/\pm 45)$, $T(0/\pm 60)$, $T(0/45)$ et $T(0/60)$ seront utilisées
2. Le cadre tressé doit avoir une épaisseur proche du cadre pré-imprégné
3. Si possible, utiliser plus de motifs similaires pour des soucis de manufacturabilité, de productivité et de simplification du processus de tressage
4. La séquence de tresse doit résulter en un composite symétrique équilibré

Les contraintes 1 et 3 consistent à réduire la complexité de la tresse. La contrainte 2 est pour réduire les potentielles reconceptions dans l'optique de remplacer un cadre existant. La quatrième contrainte découle d'une règle de conception en composite comme expliquée dans la revue de littérature. Il est souhaitable d'avoir un laminé symétrique équilibré. Cela permet d'éviter un couplage entre la traction, la torsion et la flexion [3, 4].

3.2.2 Méthodologie

Pour déterminer l'empilement de tresse, deux métriques seront considérées : l'allongement de la tresse (δL) et la flèche en flexion (f). Ce choix a été fait en premier lieu par manque de données sur les cas de chargement réel du cadre au cours de vie utile. Le choix a donc été fait de réaliser un cas de flexion, ce cas étant la sollicitation principale d'un cadre. La traction a été également ajoutée car elle sera facile à tester ultérieurement pour confirmer les hypothèses de modélisation. Ces deux valeurs peuvent être reliées à une raideur en traction et flexion. La détermination de plis s'est faite de manière itérative avec les contraintes de conception et selon la logique suivante.

1. Prendre un seul motif de tresse et regarder l'écart par rapport à la référence
2. Complexifier le motif en ajoutant un autre motif et les arranger (déplacer vers l'extérieur/intérieur)
3. Ajouter un troisième motif et comparer si cela ajoute une valeur ajoutée, si oui, les arranger

Pour pouvoir les évaluer, une fonction objectif à minimiser, prenant la forme d'une somme pondérée, ϵ_s (appelé Score) a été proposée et appliquée selon :

$$\epsilon_s = |\Delta L_{Traction}| + |\Delta f_{Flexion}| * 1.25 \quad (3.1)$$

où $\Delta L_{Traction}$ et $\Delta f_{Flexion}$ sont respectivement les écarts relatifs, en pourcentage, de la configuration évaluée par rapport à celle de référence pour les cas de traction et de flexion respectivement. Cela donne pour le cas de traction :

$$\Delta L_{Traction} = \frac{\delta L - \delta L_{UD}}{\delta L_{UD}} * 100 \quad (3.2)$$

avec δL l'allongement en traction. Pour le cas de la flexion :

$$\Delta f_{Flexion} = \frac{f - f_{UD}}{f_{UD}} * 100 \quad (3.3)$$

avec f la flèche en flexion. L'indice "UD" fait référence à la configuration de référence. Il a été décidé dans le calcul de ϵ_s de donner plus d'importance au cas de flexion, ce dernier étant plus proche du cas de sollicitation que pourrait recevoir un cadre en service. Ainsi une pondération d'un facteur arbitrairement fixé à 1.25 a été ajouté.

Il est possible de relier δ_L à une rigidité du laminé selon :

$$k = F/\delta_L \quad (3.4)$$

où F est la force de traction, et k la rigidité. De manière similaire, il est possible de calculer une rigidité équivalente pour le cas en flexion :

$$k_f = F_f/f \quad (3.5)$$

Avec F_f la force de flexion et k_f la rigidité équivalente de la pièce. Il est important de souligner que cette rigidité dépend des propriétés matériau et de la géométrie.

3.3 Résultats et discussion

3.3.1 Résultats

Le tableau 3.2 montre les résultats de la meilleure configuration retenue par rapport à la configuration de référence avec la méthodologie présentée en 3.2.2. Cette configuration correspond à l'empilement de tresses suivant présent sur la seconde ligne du tableau 3.2 : $T[(0/60)/(0/-60)/(0/+45)/(0/-45)/(0/\pm 45)]_S$

Tableau 3.2 Rigidité et score de la meilleure configuration de tresse trouvée

Configuration	Plis	δL traction (mm)	Flèche flexion (mm)	Δk (%)	Δk_f (%)	Score
$[45/90/0/-45/0/90/0/-45/0/90/0/45]_S$	24	7.16E-2	3.904E+ 1	-	-	0
${}_T[(0/\pm 60)_2/(0/\pm 45)_3]_S$	30	6.46E-2	3.26E+1	10.9	16.6	31.61
${}_T[(0/\pm 45)_4/(\pm 45)]_S$	28	7.84E-2	3.78E+1	8.77	3.20	12.77
${}_T[(0/60)/(0/-60)/(0/+45)/(0/-45)/(0/\pm 45)]_S$	22	7.77E-2	3.96E+1	7.9	1.5	9.69

Il est possible de voir sur le tableau 3.2, deux configurations, ${}_T[(0/\pm 60)_2/(0/\pm 45)_3]_S$ et ${}_T[(0/\pm 45)_4/(\pm 45)]_S$. Ces dernières présentent un nombre de plis équivalent de 30 et 28. Par rapport à la configuration de référence qui en comporte 24, cela peut se traduire par un écart d'épaisseur du cadre. Ces deux configuration présentent un score respectivement de 31.61 et 12.77. Avec un score de 9.69, la configuration ${}_T[(0/60)/(0/-60)/(0/+45)/(0/-45)/(0/\pm 45)]_S$ est retenue. Cette configuration comporte 8 tresses unidirectionnelles triaxiales et deux tresses triaxiales. Cette configuration correspond à 22 plis équivalents. Dans le tableau 3.2, les termes Δk et Δk_f font référence à l'écart relatif en rigidité entre la configuration évaluée et celle de référence. Leur calcul est similaire aux équations 3.2 et 3.3.

3.3.2 Discussion

Pour les cas de modélisation étudiés, les plis à 0° sont les plis les plus influents. Ainsi, seules des tresses triaxiales unidirectionnelles et triaxiales ont été utilisées. Faute de cahier des charges plus spécifique, il a été décidé de se concentrer sur les cas de charges principaux que peuvent recevoir un cadre d'avion, à savoir de la flexion et de la traction. La substitution de plis à 45° par des plis 60° change peu le résultat. Il a été décidé de mettre des plis à 60° sur les peaux extérieures pour obtenir une plus grande raideur des semelles (selon la direction de la section). Au coeur, il a été ajouté des tresses à 45° pour les contraintes de cisaillement dans l'âme.

Ces résultats sont à considérer avec précaution. Ces derniers entrent dans le cadre des hypothèses émises. L'épaisseur d'une tresse a été fixée à 0,28mm. Cette valeur a été fixée prélimi-

nairement en supposant qu'une tresse bixiale ou triaxiale soit aussi épaisse que deux ou trois plis préimprégnés. Il faut souligner que prédire numériquement l'épaisseur finale d'une tresse à partir d'une modélisation physique du processus de tressage est une démarche longue et onéreuse. Une analyse empirique à posteriori de l'épaisseur de la tresse doit être menée. De plus toute cette modélisation ne prend pas en compte l'effet des agents liants et des conditions de préformage qui ont un impact significatif sur l'épaisseur finale, avant infusion, de la tresse globale.

Néanmoins, cette épaisseur de tresse impacte de manière non négligeable les résultats. Afin d'avoir un aperçu de ce paramètre, une mesure d'épaisseur sur la numérisation (à l'aide d'un scanner 3D) d'une tresse infusée a été réalisée (voir Annexe C). La pièce infusée avait la configuration $T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$. D'après cette mesure l'épaisseur d'une tresse peut être entre 0.38 et 0.5mm. Cet empilement de tresses triaxiales unidirectionnelles a été injecté dans les modèles mécaniques pour la fourchette d'épaisseur énoncée précédemment. Les résultats sont dans le Tableau 3.3. Il peut être constaté que selon l'épaisseur choisie, on peut se rapprocher fortement de la cible (pour une épaisseur de tresse de 0,42mm) comme s'en éloigner. Ainsi pour une épaisseur de 0,28mm, la configuration n'est pas assez rigide en traction et en flexion. En revanche, pour une épaisseur de 0.5mm, la rigidité est trop élevée.

Tableau 3.3 Analyse de sensibilité à l'épaisseur de tresse

Configuration	épaisseur d'une tresse (mm)	Score
$T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$	0.28 (2*0.14)	87
$T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$	0.38 (2*0.19)	15
$T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$	0.42 (2*0.21)	7.5
$T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$	0.5 (2*0.25)	46

Notre cas d'étude s'est limité à la modélisation de deux cas simples de chargement. Pour avoir davantage confiance dans les résultats, une mesure d'épaisseur et des essais mécaniques de validation seraient nécessaires. Cette modélisation aurait pu être réalisée de manière analytique avec la théorie des laminés. Noter que d'autres aspects matériau, de répétabilité, d'automatisation et de productivité, qui rendent les renforts tressés intéressants par rapport aux laminés préimprégnés pour des pièces structurelles d'aéronef, n'ont pas été évalués ici. À titre d'exemple de propriétés mécaniques qui n'ont pas été modélisées ni même caractérisées, il est pertinent de mentionner leur bonne tenue mécanique aux chocs ainsi que leur bonne résistance en compression après impact que pour ne nommer que ceux-ci.

Finalement, cette démarche a été réalisée dans l'optique de démontrer préliminairement et rapidement qu'avec un cadre tressé, il est possible d'obtenir des performances semblables à un cadre conventionnel.

3.4 Conclusion sur la conception d'un cadre tressé

Ce chapitre a traité de la conception d'un cadre en Z en composite à renfort tressé. Pour cela, un modèle éléments finis a été développé. Deux cas simples de charges ont été évalués, un cas de traction et un cas de flexion. Pour déterminer l'empilement de tresse, une configuration de référence a été utilisée. Elle correspond à un empilement de plis unidirectionnels d'un cadre d'aéronef typique. Une méthodologie pour reproduire le même comportement que cette configuration de référence a été mise en place. Elle a permis de déterminer que l'empilement de tresse $T[(0/60)/(0/-60)/(0/+45)/(0/-45)/(0/\pm 45)]_S$ convient bien pour un cadre d'avion. Cette configuration est légèrement moins rigide que celle de référence en traction et en flexion, respectivement de 7,9% et 1,5%. Ainsi, le premier sous objectif de recherche a été atteint.

CHAPITRE 4 Développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés

Ce chapitre 4 s'emploie à atteindre le deuxième objectif de recherche. Ce dernier consiste au développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite. Cette pièce sera fabriquée à l'aide du procédé d'infusion de résine sous vide. Pour remplir cet objectif, un modèle éléments finis d'un cadre tressé a été développé. Ce modèle aura des contraintes pour s'intégrer aisément dans un contexte et un flux opérationnel industriel. Par la suite, des expériences d'infusion sous vide seront effectuées, puis le modèle sera comparé avec ces dernières. Ces infusions seront menées sur deux outillages différents, un en aluminium et un autre en PEI obtenu par impression 3D. Pour compléter, une discussion sera menée sur les performances du modèle.

4.1 Présentation du modèle

Dans cette partie, un modèle qui permet de prédire les distorsions thermiques induites par le procédé est présenté. Son objectif est uniquement de prédire les modes de distorsions induites par le procédé de fabrication de la manière la plus efficiente possible. Ce modèle possède comme requis d'être rapide et simple, ces critères impacteront donc sa précision. Seul le refroidissement sera pris en compte. Pour obtenir une précision acceptable, un axe d'investigation a été poursuivi : il s'agit de doper la valeur du coefficient d'expansion thermique dans la direction de l'épaisseur jusqu'à ce que le modèle soit calibré. Il s'agit d'une méthodologie similaire à celle utilisée par Cameron [63] sauf, qu'au lieu de calibrer le modèle sur des géométries de références, avec un modèle complexe, il sera plutôt effectué sur une géométrie en Z. Ce changement du coefficient d'expansion thermique (α_3) se fera de manière itérative. Il faut remarquer que α_3 est le coefficient d'expansion thermique principalement responsable pour la distorsion angulaire.

4.1.1 Hypothèses de modélisation et contraintes de développement

Des hypothèses de modélisation et des contraintes de développement ont été émises. Les hypothèses de modélisation sont :

1. La température est uniforme dans la tresse
2. La réaction chimique de la résine est négligée
3. Les interactions moule pièce sont négligées

4. Le refroidissement seul est suffisant pour modéliser les distorsions thermiques
5. Les déformations sont uniformes selon la direction d'extrusion

La première hypothèse revient à négliger tout gradient thermique dans le laminé. Il a été avancé que ce dernier laminé est suffisamment fin pour que les gradients de température interplanaire et transverse soient négligeables. L'uniformité thermique des outillages a été vérifiée par le partenaire CTA. Cette analyse est présente en Annexe G. Seul le refroidissement est pris en compte, cette hypothèse s'accorde bien avec l'objectif d'obtenir un modèle rapide. Cela correspond à un modèle thermoélastique. La prise en compte des conditions frontières non-linéaires de contact sont très coûteuses en temps de calcul. La dernière hypothèse revient à négliger les effets de bord, et donc la pièce se déforme de manière uniforme selon la direction d'extrusion.

La première contrainte est que le modèle doit être un modèle éléments finis élastique linéaire thermomécanique exécuté par Abaqus à partir d'un code Python (Python 2.7) [64]. Ce modèle doit être simple à développer ainsi que rapide à calculer et à actualiser. Pour cela, un temps de calcul, de l'ordre de la minute, sera arbitrairement fixé. Les autres contraintes sont de nature académiques et industrielles : le modèle doit être conçu, articulé et documenté de sorte qu'il puisse être aisément repris par une tierce personne et être amélioré avec un minimum de modifications. Par exemple, il serait donc possible de l'améliorer en implémentant la polymérisation de la résine et d'implémenter l'outillage en se servant du modèle existant comme point de départ. La modularité et les potentielles améliorations futures ont été prises en compte dès la phase de conception du modèle. Les attributs matériaux et géométriques du modèle doivent être paramétriques. Ce modèle doit pouvoir s'adapter à plusieurs géométries en Z droites. Cette contrainte devient un requis pour que le modèle puisse être utilisé dans le chapitre 5.

4.1.2 Propriétés matériau

Les propriétés matériau d'un pli utilisées sont présentées dans le Tableau 4.1 ci-dessous. Ces données sont homogénéisées à partir de la loi des mélanges, plus de détails sont présentés en Annexe A. Il s'agit de fibre HTS40 avec une résine époxy.

Tableau 4.1 Propriétés thermomécaniques d'un pli carbone époxy

E_1 (MPa)	E_2, E_3 (MPa)	α_1 ($\mu/^\circ\text{C}$)	α_2, α_3 ($\mu/^\circ\text{C}$)	ν_{12}, ν_{13}	ν_{23}	G_{12}, G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)
127 890	6777	-0.19	42.5	0.334	0.410	2700	1220

Bien que non modélisées ici, les propriétés des outillages sont présentes dans le Tableau 4.2 ci-

dessous. Les propriétés de l'outillage en PEI sont obtenues par une analyse thermomécanique selon les directions d'impression et le taux de remplissage. Les résultats de ces analyses sont présents en Annexe E.

Tableau 4.2 Propriétés des outillages utilisés

Outillage	matériau	E (MPa)	ν	$\alpha(\mu/^\circ C)$
Aluminium	AA7075	71700	0.33	25.2
PEI	Ultem 1010 30% infill	831	0.38	57.5
PEI	Ultem 1010 100% infill	2770	0.38	57.5

4.1.3 Géométrie et maillage

Dans cette partie, la géométrie du cadre ainsi que son maillage sont présentés. La Figure 4.1 montre la géométrie du cadre étudiée dans ce chapitre. Il s'agit d'une section en Z extrudée. Sur la Figure 4.1 la convention suivante est retenue : "L" désigne une dimension linéaire en mm, "A" un angle en degrés et "R" un rayon de congé en mm. Ici, l'épaisseur n'est pas spécifiée, elle est fonction du nombre de plis. L'épaisseur d'une tresse est de 0.4 mm (représentée par deux plis de 0.2 mm). Cette épaisseur est tirée d'une mesure détaillée en Annexe C. Le Tableau 4.3 donne les spécifications dimensionnelles du cadre étudié. Le Tableau 4.4 montre les ratios

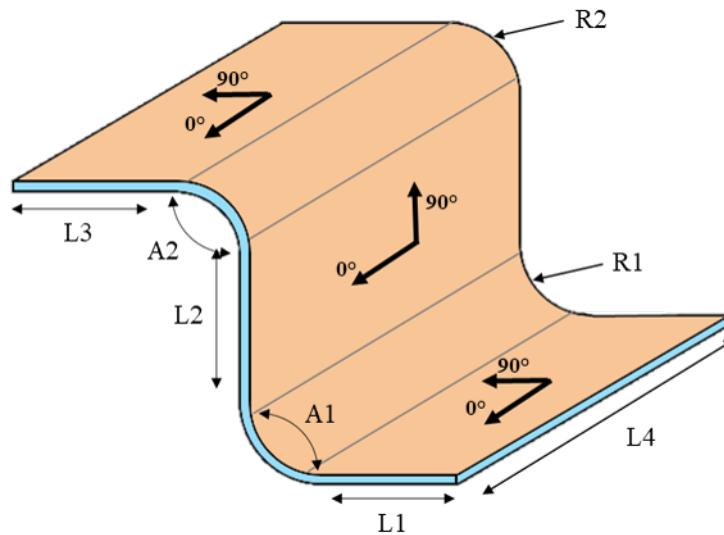


Figure 4.1 Géométrie du cadre tressé

de tailles d'élément. Le cadre a été maillé selon les recommandations de COMPRO [65,66]. Il a été décidé de prendre des éléments C3D20 pour la tresse. Il s'agit d'éléments quadratiques, de forme briques solides en 3D. Ce choix d'élément a été fait en fonction des contraintes de

Tableau 4.3 Dimensions du cadre tressé

Paramètre	L1	L2	L3	L4	A1	A2	R1	R2
Valeur	55.3mm	105.5mm	55.1mm	20mm	86.8°	85.2°	5.1m	8.2mm

développement. Avec ces éléments l'implémentation de la polymérisation de la résine ou d'un contact avec un outillage sont possibles pour des futures améliorations. Ces recommandations préconisent au minimum 4 éléments à travers l'épaisseur du cadre.

Tableau 4.4 Ratio de taille d'élément

région	Recommandation de ratio maximum	Ratio retenu
Longueur	1 pour 10	1 pour 4
Largeur	1 pour 10	1 pour 3
Coin	1 pour 5	1 pour 1.5

Ainsi, tout le maillage du modèle se fait à partir d'un paramètre : le nombre d'éléments selon l'épaisseur de la tresse. Par exemple, avec les ratio du Tableau 4.4, si un élément mesure 1 mm à travers l'épaisseur de la pièce, il en fera trois de large et 4 de long s'il est situé dans une zone plane. Un nombre de 8 éléments à travers l'épaisseur a été retenu. Une analyse de sensibilité au maillage est présente en Annexe D. La Figure 4.2 montre le cadre maillé avec 4 éléments selon l'épaisseur avec son attribution de plis par élément, avec un empilement de 16 plis représentant 8 tresses.

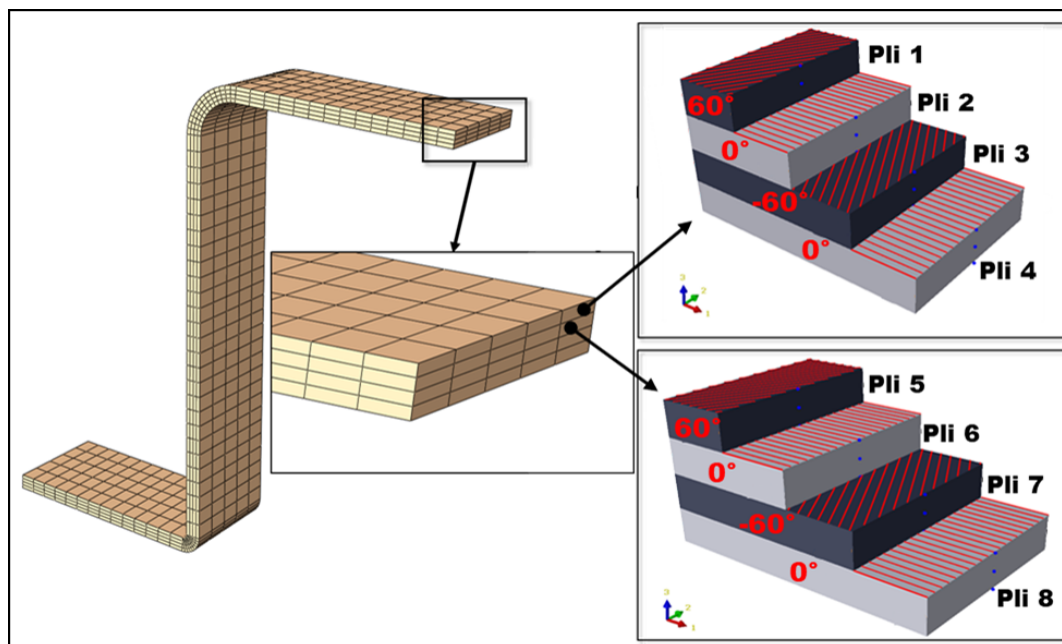


Figure 4.2 Maillage de la tresse avec attribution des plis pour chaque éléments, 4 éléments dans l'épaisseur et 16 plis ont été utilisés pour cette Figure. Image tirée d'Abaqus.

On remarque sur la Figure 4.2 que le maillage du cadre est régulier. De plus, on constate que pour chaque élément dans l'épaisseur, des plis lui sont attribués. Cette attribution sera détaillée dans la partie suivante. La géométrie des outillages utilisés pour les infusions de résine est illustrée sur la Figure 4.3. Leurs dimensions sont détaillées dans les Tableaux 4.5 et 4.6. Comme il peut être observé dans la Figure 4.3, ces deux outillages possèdent les mêmes angles $A1$ et $A2$ ainsi que les cotes $L1$, $L2$, $L3$ $R1$ et $R2$. Ces dimensions sont celle montrées dans le Tableau 4.3. Ces outillages ont été modélisés avec une géométrie paramétrique sous Abaqus pour prendre en compte les interactions moule pièce lors de futurs travaux. Leur géométrie maillée est présente en Annexe F. Les astérisques signifient que la côte en question est dictée par les autres.

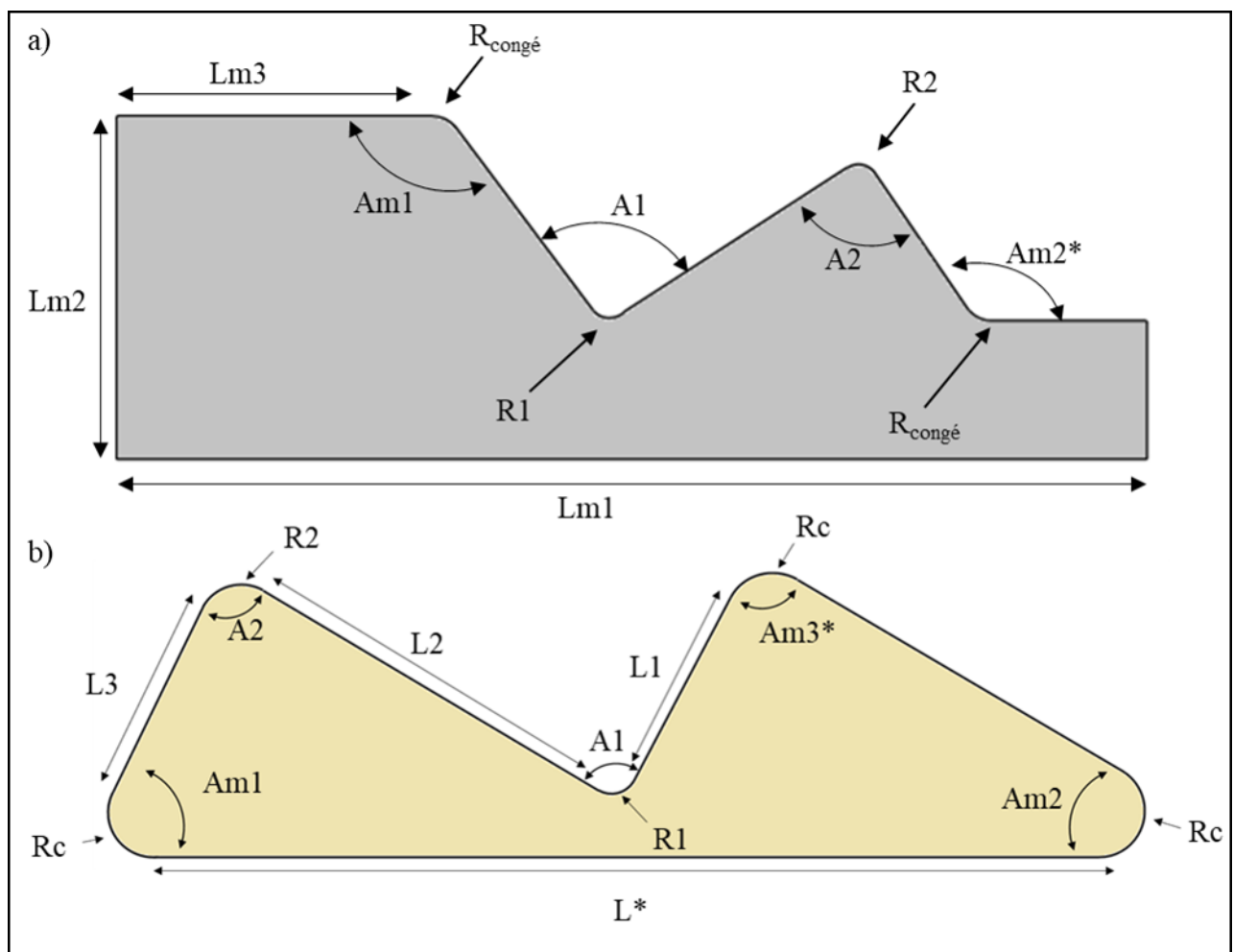


Figure 4.3 Géométrie de l'outillage en aluminium en a) et de l'outillage en PEI en b).

Tableau 4.5 Dimensions du moule en aluminium

Paramètre	L1	L2	L3	Lm1	Lm2	Lm3	A1
Valeur	55.3 mm	105.5mm	55.1mm	550mm	85mm	223.9mm	86.8°
Paramètre	A2	Am1	Am2	R _{congé}	R1	R2	
Valeur	85.2°	117.3°	115.7°*	12mm	5.1mm	8.2mm	

Tableau 4.6 Dimensions de l'outillage en PEI

Paramètre	L1	L2	L3	L*	A1	A2
Valeur	55.3 mm	105.5mm	55.1mm	296mm*	86.8°	85.2°
Paramètre	Am1	Am2	Am3*	Rc	R1	R2
Valeur	64°	30.5°	87.1°*	12mm	5.1mm	8.2mm

4.1.4 Prétraitement

Le modèle ne calcule que le refroidissement de 180°C à 20°C. Or les dimensions du cadre sont données à température ambiante. Pour cela, le modèle détermine les dimensions du cadre à 180°C comme s'il était posé sur l'outillage et le génère. Comme les outillages ont un coefficient d'expansion thermique isotrope, l'allongement se calcule comme :

$$\Delta L = L_{init} - L_{pièce} = \alpha * \Delta T * L_{pièce} \quad (4.1)$$

avec L une dimension linéaire quelconque et ΔT l'écart de température.

Par la suite, le cadre tressé est généré. Puis l'attribution de plis aux éléments suivant l'épaisseur est effectuée. Cette étape est montrée sur la Figure 4.2. Sur cette Figure, un exemple d'attribution de 16 plis pour un paramètre de 4 éléments à travers l'épaisseur a été réalisé. Chaque élément à travers l'épaisseur contient 4 plis. En effet, Abaqus avec l'outil Composite Layup, s'attend à avoir un seul élément suivant l'épaisseur. Cela n'est pas recommandé du point de vue précision de calcul. Une solution pour contourner ce problème est de séparer le cadre en de multiples sections chacune épaisse d'un élément et de répartir dans chacune d'entre elles les plis. Une tresse est représentée par deux plis, il y a donc un nombre pair de plis. Pour des raisons de déformations mécaniques (couplage traction-torsion), il est attendu qu'un laminé soit symétrique équilibré. Le laminé équivalent possède donc au minimum 4

plis. Ce nombre augmente donc par tranche de 4 plis. Notre cadre comporte ainsi $4n$ plis, avec n un entier. Le nombre d'éléments dans l'épaisseur est un paramètre (donné par l'utilisateur) libre, avec une borne inférieure fixée à 4. Le script d'attribution des plis vérifie si le nombre d'éléments dans l'épaisseur est un multiple du nombre de plis. Si cette condition est remplie, le script attribue à chaque élément les plis correspondant. Sinon, le paramètre "nombre d'éléments" augmente et la vérification est effectuée à nouveau.

4.1.5 Charges, conditions limites et calibration du modèle

Conditions limites

Le modèle thermomécanique simule uniquement une chute de température de la température la plus élevée durant le procédé à la température pièce, soit de 180°C à 20°C . La pièce n'est soumise à aucune charge extérieure. La Figure 4.4 montre les conditions limites utilisées. Comme il peut être constaté sur la Figure, seuls trois noeuds en rouge sont contraints.

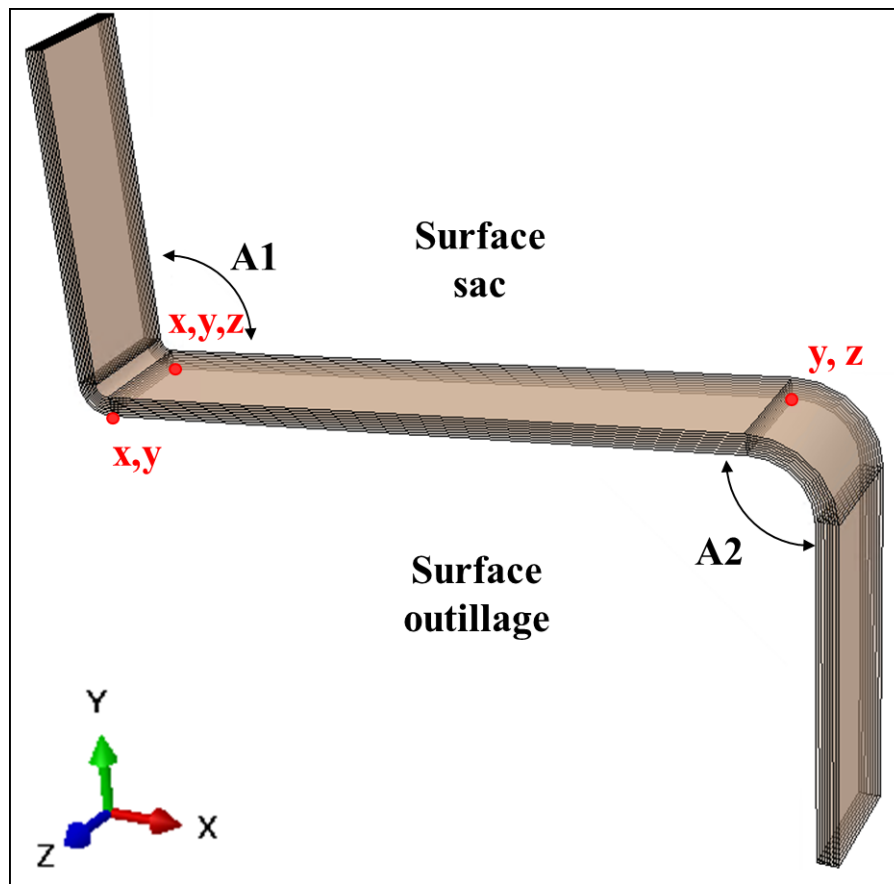


Figure 4.4 Conditions limites appliquées au cadre. Les étiquettes à côté des noeuds contraints indiquent les directions bloquées.

Ils sont situés sur l'âme. Leur but est d'éviter tout mouvement de corps rigide. Un point contraint empêche toute translation selon les directions x, y et z. Les deux autres points ont deux translations bloquées. Les angles initiaux A1 et A2 sont ceux détaillés dans la partie 4.1.3, soit $A1=86.8^\circ$ et $A2=85.2^\circ$.

Calibration du modèle

Il est attendu du modèle actuel qu'il ne prédise pas suffisamment les distorsions angulaires. Pour compenser cela, deux options sont disponibles : complexifier le modèle ou le calibrer sur des expériences existantes. La seconde option est retenue. Elle a pour avantage d'être moins onéreuse d'un point de vue coût et temps de caractérisation et développement. Néanmoins, elle ne fonctionnera que pour un cas d'application restreinte. Dans un procédé en développement accéléré, avec des moyens limités, cela peut être plus avantageux.

La méthode proposée de type "ingénierie" est de modifier itérativement α_3 afin d'amplifier le phénomène de distorsion angulaire jusqu'à atteindre la déformation voulue. Cette déformation est celle mesurée lors des expériences de fabrication. Le pas retenu pour α_3 est de 10% de sa valeur de départ. Finalement, pour déterminer la meilleure valeur, une fonction objectif β est appliquée à chaque simulation et s'exprime comme :

$$\beta = (|\Delta A1| + |\Delta A2|) * 100 \quad (4.2)$$

où $|\Delta Ai|$ est la différence en valeur absolue du résultat donné par le modèle et l'angle mesuré lors des expériences pour l'angle Ai

4.1.6 Post-traitement des données

Un module de post-traitement a été ajouté au modèle. Il a été programmé en Python et il est exécuté par Abaqus. Ce module récupère le fichier .obj résultat du modèle. Ce fichier contient, entre autres, les déplacements des noeuds du modèle. À partir de cela, il est possible de calculer les distorsions induites par le procédé. Deux types de distorsions sont évaluées : la distorsion angulaire et le gauchissement. La Figure 4.5 montre la position des points de mesure pour calculer les angles du cadre. On voit sur la Figure 4.5 que deux angles sont évalués : A1 et A2. Ils sont tous deux évalués à partir de deux points par côté du cadre. Ces points sont en rouge sur la Figure 4.5. Un vecteur est attribué à chaque couple de points. Finalement, les angles A1 et A2 sont calculés avec les vecteurs correspondants. L'angle Ai est calculé comme :

$$Ai = \text{acos}\left(\frac{\vec{V}_k \bullet \vec{V}_j}{\|\vec{V}_k\| * \|\vec{V}_j\|}\right) \quad (4.3)$$

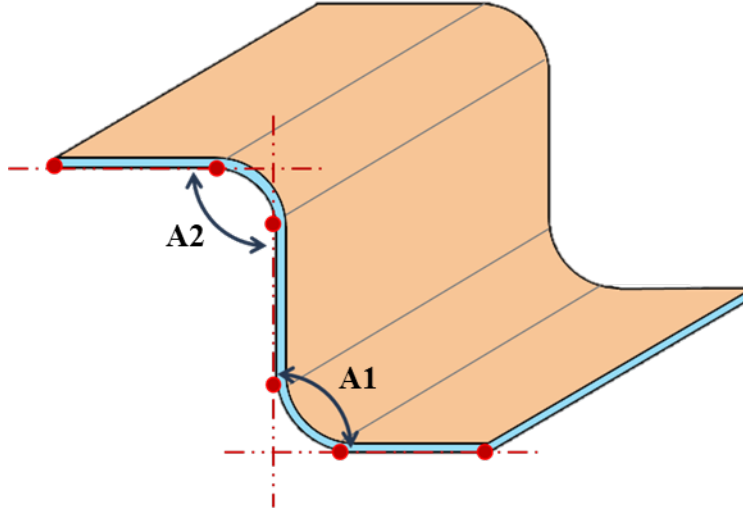


Figure 4.5 Position des points sur le modèle servant à calculer les angles du cadre

avec i le numéro de l'angle. Le deuxième type de distorsions évalué par le post-traitement est le gauchissement de l'âme. Pour cela, à la fin de la simulation, la position de chaque point i appartenant à l'âme est donné :

$$\underline{P}_i = (\underline{X}_i, \underline{Y}_i, \underline{Z}_i) \quad (4.4)$$

Durant ce paragraphe, la notation des tenseurs est modifiée pour améliorer la lisibilité. \underline{V} correspond à un vecteur et \underline{M} à une matrice. Avec X , Y et Z les coordonnées de chaque point i dans l'espace. La centroïde de P_i est ensuite calculée :

$$\underline{Cp} = (\overline{X}_i, \overline{Y}_i, \overline{Z}_i) \quad (4.5)$$

L'opération " \overline{X}_i " représente l'opération "moyenne", pour chaque coordonnée (ici x). L'écart entre chaque point et la centroïde est ensuite calculé selon :

$$\underline{D}_i = \underline{P}_i - \underline{Cp} \quad (4.6)$$

Avec une décomposition en valeur singulière, il est possible d'obtenir le vecteur normal (\vec{n}) au plan moyen généré par les points. Ce plan passe par Cp . Ainsi, l'écart de chaque point par rapport au plan généré se calcule comme suit :

$$\delta_i = \underline{D}_i \bullet \underline{n} \quad (4.7)$$

δ_i nous donne la distance de chaque point par rapport au plan moyen extrait selon un vecteur normal à ce dernier. La tolérance sur l'âme est une tolérance de planéité de 0.255mm. Cela

signifie que la surface de l'âme doit être comprise entre deux plans parallèles espacés de 0.255mm. Ces plans sont centrés sur le plan extrait moyen des points. Ainsi, l'âme du cadre respectera la tolérance de planéité si et seulement si :

$$|max(\delta_i)| < 0.1275 \quad (4.8)$$

Cependant, le gauchissement apparaît lors de la création d'une contrainte de cisaillement entre l'outillage et la pièce lors de la chauffe ou dans le cas d'un laminé non symétrique. Il n'est donc pas attendu d'avoir de déformations de ce type en résultat du modèle. Ce module peut s'inscrire dans le cadre des travaux futurs où la polymérisation de la résine pourrait être implémentée et la loi de contact entre la pièce et l'outillage incorporée. Il a donc été décidé de ne pas approfondir davantage cet aspect.

4.2 Expériences d'infusion de résine

Des pièces ont été infusées par le partenaire CTA. Le Tableau 4.7 montre le plan d'expériences d'infusion effectuées.

Tableau 4.7 Plan d'expérience pour les infusions de résine

Outillage	Configuration	nombre de répétitions
Aluminium	$T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$	4
Aluminium	$T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$	4
PEI	$T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$	4
PEI	$T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$	4

Comme le montre le Tableau 4.7, quatre cas sont évalués. Deux outillages sont utilisés : un en aluminium et l'autre en PEI obtenu par impression 3D. Leurs dimensions ont été présentées sur la Figure 4.3 ainsi que dans les Tableaux 4.5 et 4.6. Pour chacun de ces outillages, deux empilements de tresses sont testés : $T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$ et $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$. Il s'agit de deux empilements de 8 tresses triaxiales unidirectionnelles.

4.2.1 Protocole de fabrication

Une méthode de fabrication a été mise au point par le partenaire CTA. Il s'agit d'une procédure d'infusion sous vide en plusieurs étapes. Un schéma de ce procédé est présent en Figure 2.2. Son originalité vient du renfort et de la nature de la résine. Le renfort est une tresse triaxiale unidirectionnelle en fibre de carbone fournie par le CTT. La résine utilisée est la

résine RTM890 de Cycom. Cette résine a été initialement développée pour le procédé RTM, où la pression d'injection et de bourrage est plus importante que celle employée et disponible durant une infusion sous vide. Son intérêt réside dans ses bonnes propriétés mécaniques et du fait qu'elle soit certifiée pour l'aéronautique. La procédure d'infusion sous vide est la suivante :

1. Dégazage : 2 heures à 95°C
Mise à vide cyclique à sec de l'empilement de tresse avec agent liant avant préformage en température : 3 cycles de 1 minute chaque
2. Pot et conduites d'alimentation maintenus à 95°C
3. Outillage maintenu à 120°C durant l'infusion/injection. Infusion à -15psi
4. Montée en température jusqu'à 140°C à 1,5-2°C/min et maintien pendant 6 heures
5. Montée en température jusqu'à 180°C à 1.5 2° C/min
6. Cuisson pour 2 heures à 180°C. Vide non maintenu sur la résine durant la cuisson.
Maintien de la pression de vide au port de la cavité de consolidation (2ème sac)

Un suivi du bon déroulement de la fabrication ainsi qu'une inspection visuelle de la pièce sont effectués. Cela permet en amont de repérer les infusions s'étant mal déroulées. Ensuite, pour mesurer la distorsion induite par le procédé, une numérisation des pièces est réalisée. Grâce à ces numérisations, une reconstruction géométrique de la pièce permet une mesure plus détaillée et locale.

4.2.2 Mesure des distorsions angulaires

Pour mesurer la distorsion angulaire des cadres tressés, une méthodologie spécifique a été développée. Pour cela, des numérisations tridimensionnelles sans contact, au laser, des pièces infusées ont été réalisées.

Matériel

Pour réaliser les nuages de points, le **bras Hexagon** avec un **Laser RS6** a été utilisé par le partenaire CTA. Il possède une largeur de faisceau de 150mm avec une précision de 20 μm . Pour les mesures d'angle, le logiciel Catia V5R27 a été utilisé. Le logiciel *Gom Inspect* a été utilisé pour valider et confirmer la méthodologie de reconstitution.

Méthodologie

Les mesures d'angles ont été effectuées à partir de numérisations 3D effectuées par le partenaire CTA sous format .STL. Sur les numérisations des pièces, la face outillage est tout

d'abord identifiée. La Figure 4.6 montre l'identification de la face outillage.

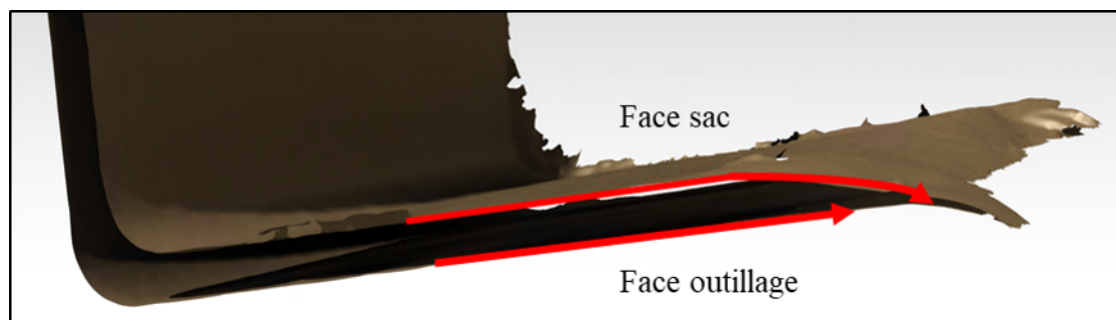


Figure 4.6 Identification de la face outillage sur une numérisation de pièce fabriquée

Sur la Figure 4.6 la semelle d'un cadre vue de profil peut être observée. Vers la fin de semelle, une face restant droite peut être vue alors que l'autre se rapproche de la première. Cette surface plane et droite est la face outillage alors que l'autre est celle du côté de la bâche à vide souple. Il aurait été possible d'identifier ces faces en regardant l'état de surface, cependant cela peut être difficile à identifier sur une numérisation 3D.

La méthode proposée peut se découper en quatre étapes. La Figure 4.7 montre une numérisation de cadre tressé à différentes étapes de la méthodologie proposée. Les quatre étapes de la méthodologie sont les suivantes :

1. Nettoyage des numérisations tridimensionnelles (points aberrants)
2. Subdivisions des numérisations
3. Génération des surfaces intérieures
4. Mesure des angles

Chacune de ces étapes sera détaillée par la suite.

Nettoyage des numérisations : Cette étape consiste à nettoyer le nuage de points et remplir les trous du maillage. Pour cela, les outils *nettoyage de maillage* et *remplir les trous* de l'atelier *Digitalized shape editor* ont été utilisés. Avec l'outil *nettoyage de maillage*, les arêtes et faces non manifold ont été supprimées ainsi que les groupements isolés de moins de 10 faces. Pour l'outil *remplir les trous*, le paramètre du critère "taille de trou" a été fixé à 0.5mm avec insertion de noeuds.

Subdivisions des numérisations : Les numérisations sont réalisées à partir de la pièce en sortie de l'infusion telle quelle. Cette étape consiste à enlever les bords de la pièce en la coupant proprement. Pour cela, quatre plans de coupe sont définis. Cette étape est illustrée sur la Figure 4.7. La surface du côté de la bâche à vide souple est marquée avec une légère lèvre identifiant le frein de résine comme montré sur la Figure 4.6. La surface du côté de l'outillage rigide est identifiée grâce à la variation d'épaisseur sur les bords. Avec

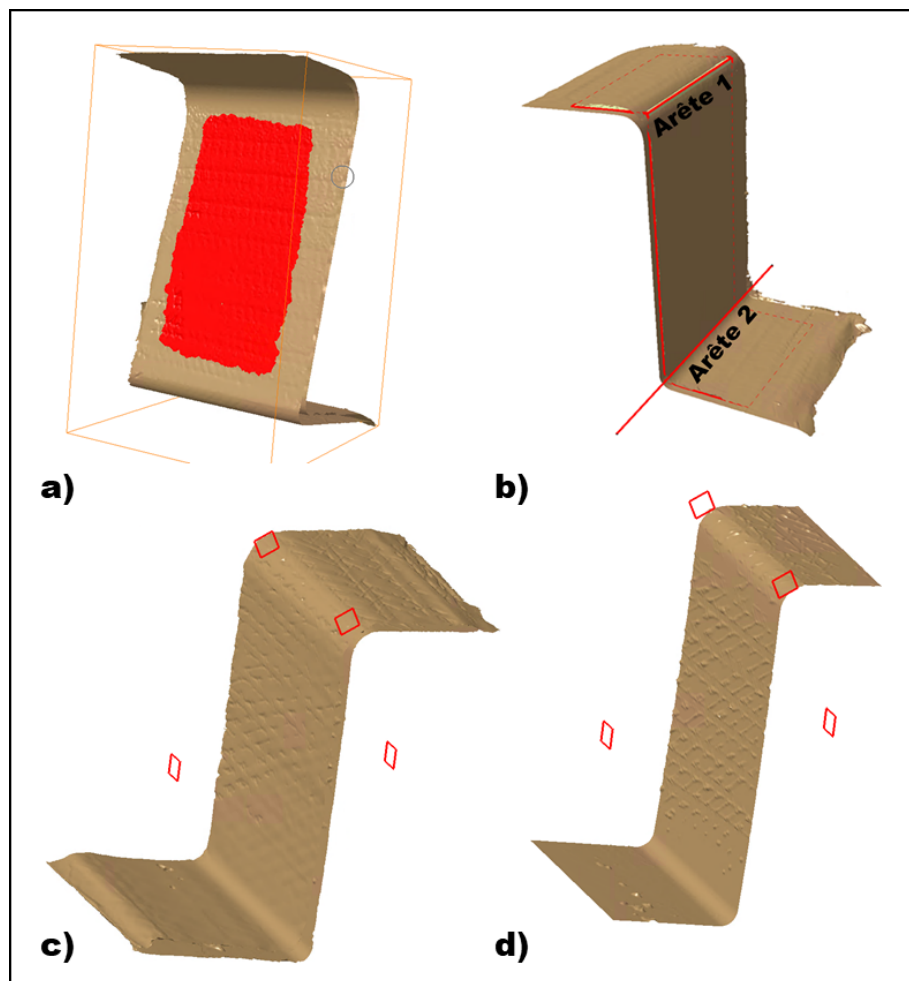


Figure 4.7 Différentes étapes lors du traitement d'une numérisation de pièce

l'outil *activer*, les noeuds de chaque face sont activés, puis un plan est généré avec l'outil *reconnaissance de forme primitive* en cochant l'option "plan". Pour l'activation des noeuds, seul le centre sera privilégié comme sur la Figure 4.7a. À partir de ces trois plans générés, une mesure d'angle est effectuée entre les arêtes 1 et 2, un critère inférieur à 0,3 degrés est appliqué, afin d'éviter de régénérer ces trois plans. Ces arêtes sont illustrées sur la Figure 4.7b. A partir de ces trois plans, quatre plans de découpe sont créés. Ils permettront d'enlever les bords du cadre, et donc de rendre la mesure par la suite plus précise. Ces plans sont placés de manière qualitative. Sur la Figure 4.7c, le résultat avant découpe peut être observé. Ensuite, la surface supérieure (côté bache à vide souple) est séparée de la surface outillage (Figure 4.7d).

Génération des surfaces intérieures : La Figure 4.8a montre le cadre reconstitué en jaune à partir du nuage de points ainsi que ce dernier en marron. Le nuage de points est découpé en cinq morceaux selon la direction d'extrusion. Sur chacun de ces morceaux,

les surfaces correspondantes à l'âme et aux semelles ont été générées. Un critère d'erreur maximale, entre le plan généré et le nuage de point, de 0,3mm et d'erreur moyenne de 0,15mm a été fixé. Une attention particulière est portée au niveau de l'erreur entre la surface générée et le nuage de points au niveau des congés. Si l'erreur y est trop importante, la sélection du nuage de points est effectuée de nouveau.

Mesure des angles : Les angles entre les plans sont mesurés avec l'outil *mesure* de Catia.

Cette méthodologie de découpe du cadre en cinq parties permet de voir à travers les mesures un potentiel vrillage de la pièce selon sa direction d'extrusion. De plus, comme la sélection des points pour la mesure dépend du manipulateur, effectuer plusieurs mesures par pièce permet de réduire l'incertitude de mesure.

Pour vérifier la robustesse de cette méthode, les surfaces reconstituées servant aux mesures ont été comparées par rapport au nuage de points découpé sous *GOM Inspect*. La Figure 4.8b montre l'écart en mm entre les surfaces générées et le nuage de points.

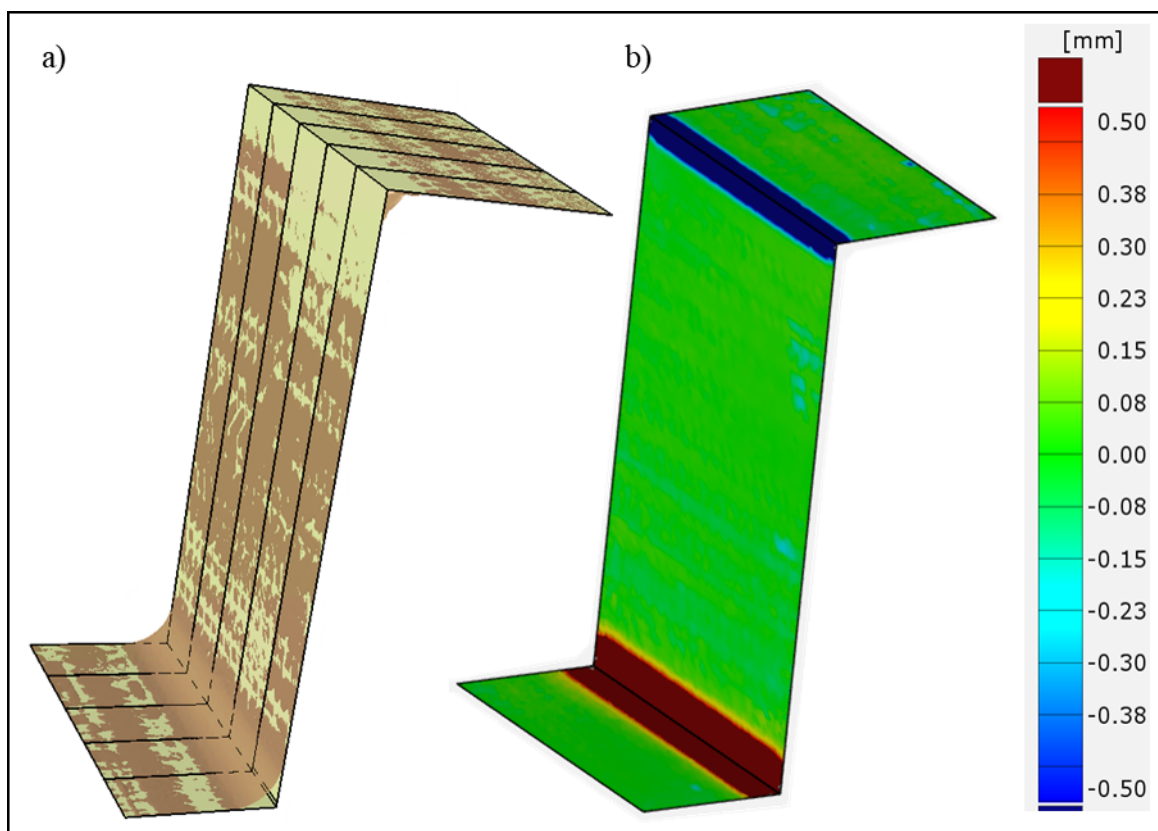


Figure 4.8 Cadre reconstitué à partir du nuage de point en a). Comparaison du nuage de point par rapport à la surface reconstituée sous *GOM Inspect* en b).

Sur la Figure 4.8b des écarts au niveaux des congés peuvent être constatés. Cela s'explique

par le fait qu'ils n'ont pas été reconstruits. En revanche pour les zones planes (servant à la mesure), la déviation se situe principalement dans l'intervalle $\pm 0,08\text{mm}$.

4.2.3 Caractérisation de l'outillage en PEI

L'outillage en PEI a été obtenu par un procédé semblable à la FDM (Fused Deposit Material). Son expansion thermique a été mesurée selon ses directions d'impression. Les résultats sont présentés en Annexe E. Les mesures ont montré que le sens d'impression n'impacte pas significativement l'expansion thermique du matériau. L'impression 3D peut laisser des contraintes résiduelles dans l'outillage en PEI qui peuvent se relaxer lors des cycles de fabrication. Ainsi, une déformation de l'outillage pourrait apparaître au fil des infusions. Une mesure géométrique à l'aide d'une machine à mesurer tridimensionnelle a permis de suivre ces déformations après plusieurs infusions. Il a été conclu que l'outillage en PEI ne s'est pas déformé au fil des infusions. Ces résultats sont présents en Annexe H. Un suivi thermique des outillages (aluminium et PEI) durant un cycle de cuisson en différents endroits a été réalisé. Ce suivi est présent en Annexe G. Cela permet de s'assurer qu'il n'y a pas de gradient de température, résultant en un gradient de vitesse de polymérisation.

4.3 Résultats

4.3.1 Infusion

Le Tableau 4.8 montre les résultats de mesures de distorsion angulaire réalisées sur les numérisations 3D.

Tableau 4.8 Résultats des analyses des numérisations 3D.

Outillage	Configuration	$A1_{exp}$ (°)	$A2_{exp}$ (°)	$\Delta A1_{exp}$ (°)	$\Delta A2_{exp}$ (°)
Aluminium	$T[(0/ + 60)/(0/ - 60)]_{2s}$	$85,44 \pm 0,05$	$84,22 \pm 0,1$	1,36	0,98
PEI	$T[(0/ + 60)/(0/ - 60)]_{2s}$	$85,65 \pm 0,1$	$84,61 \pm 0,1$	1,15	0,59
PEI	$T[(0/ + 45)/(0/ - 45)]_{2s}$	$85,04 \pm 0,1$	$84,73 \pm 0,06$	1,76	0,47

La colonne "outillage" correspond à l'outillage avec lequel est réalisée l'infusion, soit le moule en aluminium soit celui en PEI. La colonne "configuration" correspond à l'empilement de tresses infusées, à savoir des tresses $T[(0/ + 60)/(0/ - 60)]_{2s}$ et des $T[0/ + 45/0/ - 45]_{2s}$. Sur le Tableau 4.8, $A1_{exp}$ et $A2_{exp}$ représentent la mesure d'angle avec la méthodologie présentée précédemment. À titre de rappel, 5 mesures par angle sont effectuées. Chaque expérience est répétée 4 fois. Les colonnes $\Delta A1$ et $\Delta A2$ correspondent à la distorsion angulaire, c'est-à-dire

la différence entre l'angle de l'outillage et l'angle mesuré. Elles sont calculées selon :

$$\Delta A_i = A_i - A_{i_{exp}} \quad (4.9)$$

avec i le numéro de l'angle et A_i les angles correspondant sur l'outillage. Noter que $A_1 = 86.8^\circ$ et $A_2 = 85.2^\circ$. En additionnant $A_{1_{exp}}$ et ΔA_1 , A_1 l'angle initial est retrouvé. Ce Tableau présente les résultats de 12 des 16 expériences d'infusion sous vide. Certaines expériences ont été écartées, car l'imprégnation du renfort était incomplète. Les résultats complets sont présentés dans l'Annexe I. Pour les deux configurations $T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$ il est observé qu'il y a plus de distorsions angulaires avec l'outillage en aluminium qu'avec celui en PEI. On a $\Delta A_1 = 1,36^\circ$ et $\Delta A_2 = 0,98^\circ$ avec l'outillage en aluminium et $\Delta A_1 = 1,15^\circ$ et $\Delta A_2 = 0,59^\circ$ avec l'outillage en PEI. En comparant les deux empilements de tresses $T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$ et $T[0/+45/0/-45]_{2s}$ sur l'outillage en PEI, le changement de l'empilement semble avoir fait augmenté la distorsion angulaire ΔA_1 ($1,15^\circ$ contre $0,59^\circ$) mais réduit la distorsion angulaire ΔA_2 ($0,59^\circ$ contre $0,47^\circ$).

4.3.2 Résultats du modèle

Le Tableau 4.9, montre les valeurs α_3 déterminées par la calibration du modèle.

Tableau 4.9 Résultat de calibration

Outillage	α_3 ($\mu/^\circ C$)	amplification α_3 (%)
Aluminium	102	240
PEI	72,25	170

La colonne outillage correspond à l'outillage sur lequel le modèle a été calibré. Pour ces deux outillages, le modèle a été calibré sur les infusions avec la configuration de tresse $T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$. La colonne α_3 correspond à la valeur du coefficient d'expansion thermique déterminé lors de la calibration. Finalement, la colonne "amplification" précise de combien, en pourcentage, α_3 a été amplifié par rapport à sa valeur initiale. Plus il est important, plus les distorsions angulaires le sont. Le temps moyen d'une simulation est de l'ordre de 50 secondes (voir Annexe D).

Le Tableau 4.10 présente les résultats de distorsions angulaires du modèle calibré.

Tableau 4.10 Résultats du modèle de prédiction de distorsion et comparaison avec les mesures d'infusion.

Outillage	Configuration	$\Delta A1_m(^{\circ})$	$\Delta A2_m(^{\circ})$	β	$\epsilon\Delta A1$ (%)	$\epsilon\Delta A2$ (%)
Aluminium	$T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$	1,12	1,12	38	-18	14
PEI	$T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$	0,68	0,67	55	-41	13
PEI	$T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$	0,51	0,52	129	-70	10

Les colonnes $\Delta A1_m$ et $\Delta A2_m$ correspondent aux distorsions angulaires prédites par le modèle. La colonne β correspond à la valeur de la fonction objectif obtenue pour l'empilement de tresse en question. Il (β) est calculé comme précédemment détaillé dans l'équation 4.2. Les colonnes $\epsilon\Delta A1$ et $\epsilon\Delta A2$ correspondent à l'écart relatif, en pourcentage, entre les distorsions angulaires mesurées sur les numérisations 3D et celles prédites par le modèle.

4.4 Discussion

Les performances du modèle seront évaluées sur l'outillage en PEI, avec l'empilement de tresses $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$. Le modèle a permis de prédire les distorsions angulaires. Dans le meilleur des cas (angle A2), la justesse est de l'ordre de 10% par rapport aux expériences d'infusion. Cela correspond, en valeur absolue, à une justesse de l'ordre de 0,1°. Cette précision pourrait être suffisante en fonction de l'application désirée. Néanmoins, dans le cas d'un moule concave (angle A1), la justesse du modèle est moindre. Dans le cas du moule en PEI avec une configuration $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$, une erreur de 70% est obtenue, soit 1,25° en valeur absolue. Néanmoins, le modèle n'a été testé que sur une configuration ($T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$) en étant calibré sur les infusions réalisées avec la configuration $T[(0/+60)/(0/-60)]_{2s}$. Davantage de configurations de tresses seraient nécessaires pour confirmer ou infirmer ces observations.

Une première cause pour expliquer cet écart serait le fait de ne pas avoir pris en compte la polymérisation de la résine ainsi que le contact outillage pièce. L'outillage impacte de manière asymétrique les deux angles. Une solution pour améliorer la précision du modèle, en gardant un modèle thermomécanique, serait de calibrer α_3 pour chaque angle. Le Tableau 4.11 montre les résultats du modèle si α_3 serait calibré sur chaque angle indépendamment pour l'outillage en PEI.

Tableau 4.11 Résultats du modèle de prédiction de distorsion et comparaison avec les mesures d'infusion en calibrant séparément chaque angle pour l'outillage en PEI.

Configuration	$\alpha_{3,A1}$ ($\mu/^\circ C$)	$\alpha_{3,A2}$ ($\mu/^\circ C$)	$\Delta A1_m(^\circ)$	$\Delta A2_m(^\circ)$	$\epsilon \Delta A1$ (%)	$\epsilon \Delta A2$ (%)
$T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$	102	68	0,96	0,45	-45	-4

Les colonnes $\alpha_{3,A1}$ et $\alpha_{3,A2}$ correspondent au coefficient d'expansion thermique pour chaque angle A1 et A2. On remarque que $\alpha_{3,A1}$ est plus élevé que $\alpha_{3,A2}$, ce qui a permis de changer les distorsions angulaires $\Delta A1_m$ et $\Delta A2_m$. Cela revient à modéliser le cadre en Z par deux cadres en L. Une amélioration sur l'écart relatif ($\epsilon \Delta A1$) pour l'angle A1 est ainsi constatée. D'après les résultats des infusions, la première influence est celle de l'outillage. Comme montrée sur le Tableau 4.8, en comparant les deux infusions $T[(0/+60)(0/-60)]_{2s}$, l'outillage en aluminium semble augmenter les distorsions angulaires. Plusieurs causes peuvent l'expliquer. La surface du moule en aluminium pourrait générer plus de frottements que celui en PEI. En effet, l'outillage en PEI a reçu un traitement de surface. Sa zone de contact avec le cadre a été recouverte avec du ruban adhésif en polytétrafluoroéthylène (teflon). Ce polymère permet de réduire grandement les frottements. L'outillage d'aluminium a pour sa part uniquement reçu un polissage. Pour les deux outillages, un agent démoulant a été appliqué. Cette influence peut être retrouvée dans le modèle : le moule en PEI ayant moins d'interactions avec la pièce, son influence est réduite. Ainsi le coefficient α_3 calibré dans ce cas est moins élevé que pour le cas de l'outillage en aluminium. Une autre piste a été investiguée : une différence de cinétique de polymérisation entre les deux outillages. Bien que pour les deux outillages, le même cycle de polymérisation dans un four à convection a été suivi, celui en aluminium est plus massif. Cela peut résulter en un retard de polymérisation. Cela est présenté en Annexe J. Ce retard thermique ne semble affecter que peu les distorsions.

Dernièrement sur les expériences d'infusions, une grande variation de la distorsion angulaire entre les angles A1 et A2 a été rapportée. Bien qu'une partie pourrait s'expliquer par l'impact de l'outillage, ces angles ont été inspectés grâce à des numérisations tridimensionnelles. La Figure 4.9 montre une section d'une numérisation autour des congés d'angle. Il s'agit d'une configuration $T[(0/+60)(0/-60)]_{2s}$ fabriquée sur l'outillage en aluminium.

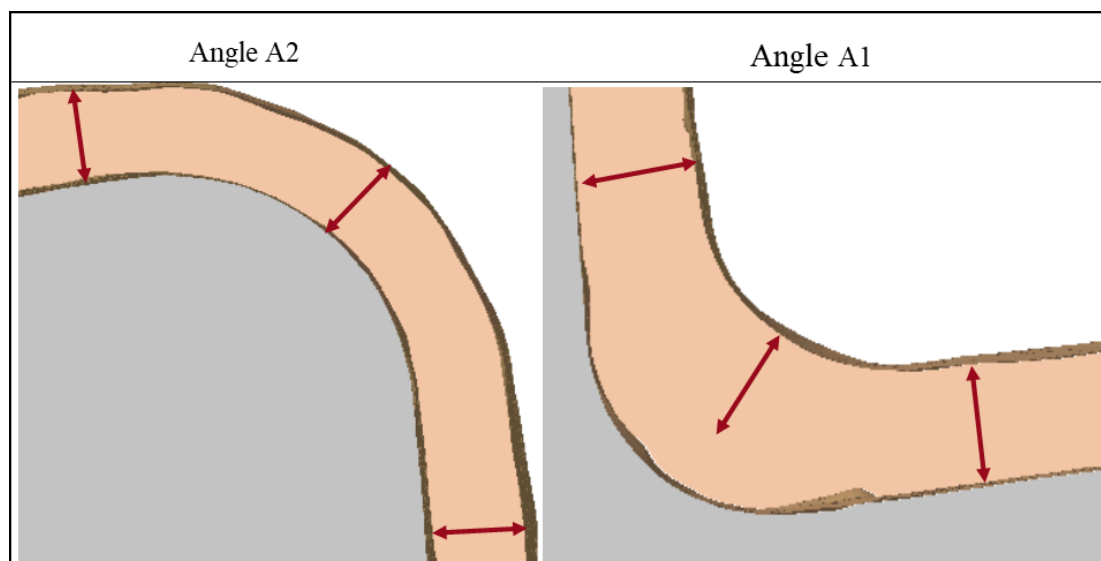


Figure 4.9 Identification de zones riches en résine autour des congés pour l'outillage en aluminium. Le gris représente le côté outillage.

Sur la Figure 4.9 la section de la pièce est illustrée en couleur orange tandis que l'outillage est en gris. Il peut être remarqué que pour l'angle A2, une épaisseur constante est préservée voire une légère réduction de cette dernière. Cependant, pour l'angle A1, une augmentation de l'épaisseur dans le congé est relevée. Une zone riche en résine dans le congé de l'angle A1 est suspectée. Cette zone riche en résine augmente les distorsions angulaires. Pour les autres infusions, des zones riches en résine ont été observées dans le congé de l'angle A1. Ainsi pour les cas où l'épaisseur reste constante dans les congés (angle A2), le modèle semble prédire avec une relativement bonne précision les distorsions angulaires. Ainsi l'explication principale pour expliquer l'écart du modèle par rapport aux expériences, particulièrement pour l'angle A1 serait due à la présence non désirée d'une zone riche en résine. Une découpe suivie d'une observation microscopique pourrait confirmer cette hypothèse.

4.5 Conclusion sur le développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés

Dans ce chapitre, le développement d'un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés a été décrit. Cette pièce est un cadre en Z extrudé droit. Un modèle éléments finis thermomécanique a été développé. Pour qu'il puisse prédire avec précision les distorsions angulaires, un axe a été investigué. Il s'agit d'amplifier le coefficient d'expansion thermique le long de l'épaisseur du laminé, jusqu'à ce que le modèle soit calibré. Des expériences d'infusion de résine ont également été effectuées et une méthode de mesure a été mise au point et validée. Le modèle calibré a permis de prédire les distorsions angu-

lares avec une précision relative de 10% dans le meilleur des cas et de 70% dans le pire des cas comparativement aux mesures expérimentales. Cela correspond à une précision en valeur absolue de $0,1^\circ$ et $1,2^\circ$. Cependant, pour le pire des cas, on constate une zone de résine riche, ce qui amplifie les distorsions angulaires. De ce fait, le deuxième objectif a été atteint car un modèle a été développé et il prédit correctement les déformations angulaires.

CHAPITRE 5 Compensation géométrique de l'outillage

Dans le chapitre 4, un modèle pour prédire les déformations d'un cadre a été présenté. Ce chapitre s'emploie à répondre au troisième objectif de recherche qui est de développer un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion. Cela consiste à développer une solution pour que la pièce déformée soit conforme au plan de définition. Pour cela, un algorithme a été arrimé au modèle éléments finis.

5.1 Implémentation de l'algorithme

L'algorithme de compensation est développé sous Python (2.7) et fait intégralement partie du modèle présenté dans le chapitre 4. Cela permet d'avoir une solution complète : l'utilisateur indique les angles désirés et obtient du modèle les angles de l'outillage à mettre en forme. Un script a également été ajouté pour faire un suivi sous forme d'un fichier .csv au fil des simulations. La Figure 5.1 montre le principe de compensation des distorsions angulaires. La

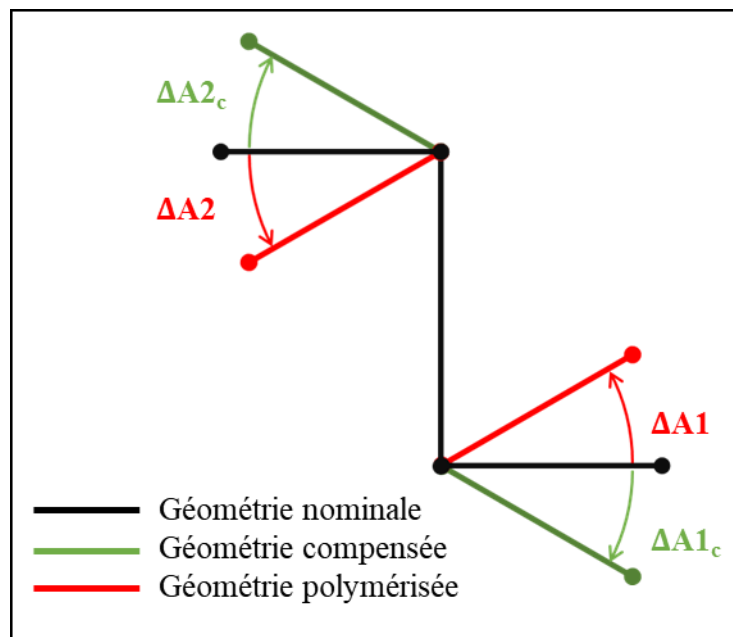


Figure 5.1 Schéma du principe de la compensation d'angle

géométrie initiale est décrite par un profil multiségment en noir. Ce profil correspond aussi à la géométrie désirée. La géométrie réticulée finale, en rouge sur la Figure 5.1, correspond à la prédiction des distorsions angulaires par le modèle développé dans le chapitre 4. Grâce à des noeuds, représentés par des points épais sur la Figure 5.1, la distorsion angulaire est

mesurée. Il s'agit de la même méthode de mesure présentée dans le chapitre 4. Pour une géométrie nominale visée, l'écart ΔA_i est mesuré (avec i le numéro de l'angle). Comme la géométrie réticulée finale possède des angles plus petits que ceux désirés, la méthode pour anticiper cela est d'ouvrir les angles de la géométrie initiale de l'outillage pour compenser ces distorsions. Cette géométrie compensée est décrite par un profil multisegment en vert sur la Figure 5.1. L'angle initial est augmenté de ΔA_{i_c} . La relation entre ΔA_i et ΔA_{i_c} sera explicitée par la suite. Cette méthode de compensation est identique à celle de Wang et al. [62] et celle par mode de distorsion de Wucher et al. [61]. Pour mettre à l'essai le fonctionnement de l'algorithme de compensation, le modèle calibré avec l'outillage imprimé en PEI sera utilisé. L'empilement de tresse $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$ sera retenu.

5.1.1 Présentation de l'algorithme

L'algorithme de compensation est présenté sur la Figure 5.2. En données d'entrée, l'utilisateur donne les angles désirés A_i^{cible} . ΔA_{i_c} correspond à la compensation de l'angle i pour l'itération n . Cette variable est initialement fixée ($n=0$) à 0° . Dans le cas étudié, il y a deux distorsions à compenser, à savoir les deux angles A1 et A2. Ces derniers ne sont a priori pas couplés. Ce couplage sera évalué dans la prochaine partie. Ces deux angles A1 et A2 sont initialement fixés à 90° . Cependant, il serait plus avisé de les fixer à un angle légèrement plus important que les A_i^{cible} , de l'ordre de 1° . Le modèle correspond à la case orange sur la Figure 5.2. En entrée, il a pour la première itération $A_i^0 = 90^\circ$. Les angles du cadre sont évalués par le module de post-traitement. Ils sont comparés à A_i^{cible} . Cela correspond à la case "Cadre compensé?". Cette condition sur la Figure 5.2 correspond au fait que chaque angle réponde à la condition :

$$A_i^n = A_i^{cible} \pm \epsilon \quad (5.1)$$

avec ϵ le critère de précision désiré. Ce critère doit être de l'ordre de grandeur de la précision du modèle, soit environ 0.1° . De plus, un critère d'arrêt est ajouté : au bout de n itérations la boucle d'optimisation s'arrête. Si cette condition est atteinte, le module de compensation renvoie les angles d'outillage trouvés. Sinon, ΔA_{i_c} est calculé. Il s'agit d'un incrément des angles de l'outillage. Il est calculé selon

$$\Delta A_{i_c} = A_i^{cible} - A_i^n \quad (5.2)$$

Avec n l'itération en cours et A_i^{cible} étant l'angle de distorsion angulaire désiré. Ainsi, le nouveau paramètre d'angle entré dans le modèle pour l'itération suivante est calculé selon :

$$A_i^n = A_i^{n-1} + \Delta A_{i_c} \quad (5.3)$$

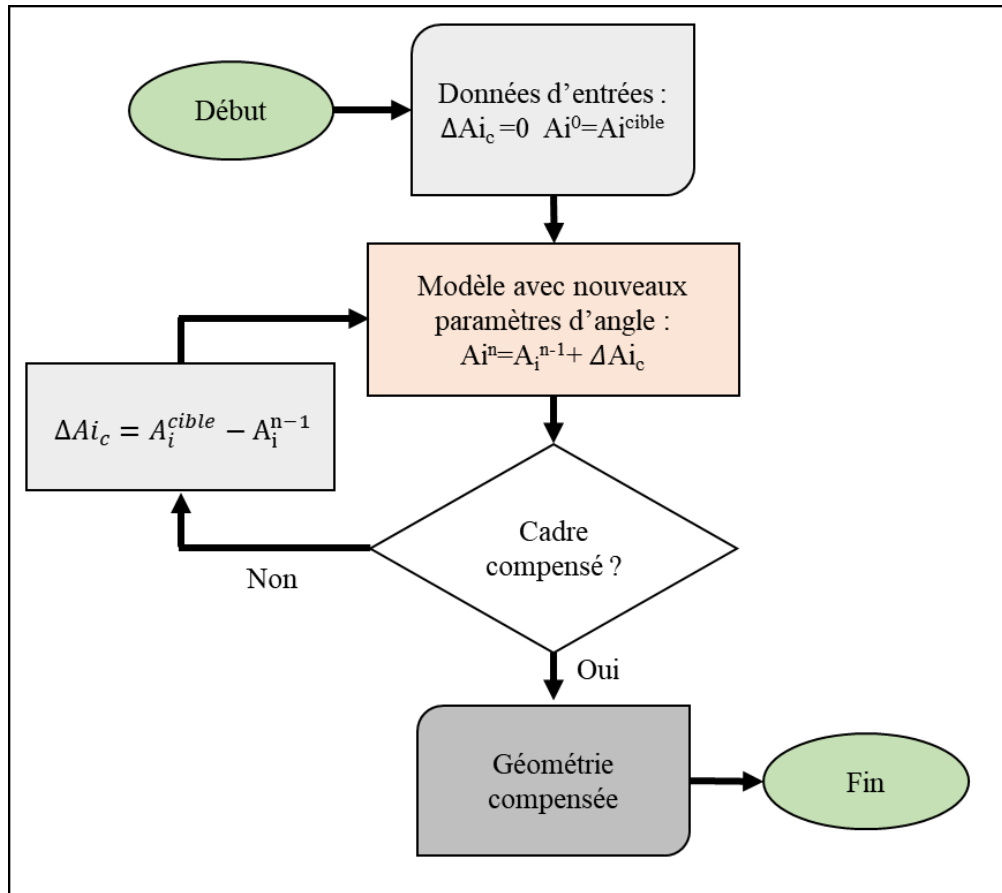


Figure 5.2 Algorithme de compensation

Ce choix pour compenser l'outillage est appelé, d'après Wang et al. [62], la compensation "conventionnelle". Cet algorithme est également valide pour compenser le gauchissement [62]. Le critère d'arrêt de la boucle d'optimisation est utile dans le cas où il y aurait plusieurs distorsions à compenser et que ces dernières sont couplées. Cet algorithme peut se coupler avec un modèle où il y a plusieurs modes de distorsions tel qu'illustré sur la Figure 2.14b. Pour examiner si l'algorithme de compensation fonctionne avec le modèle développé, le cas présent sera étudié. Initialement les angles A1 et A2 sont fixés à une valeur de 90° avec la séquence de tresse $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$. Les angles cibles sont ceux des résultats de scans présents dans le Tableau 4.8, à savoir $A1^{cible} = 85,04^\circ$ et $A2^{cible} = 85,73^\circ$. Si l'algorithme fonctionne, il sera en mesure d'extraire en géométrie compensée, les angles de l'outillage utilisés à savoir $86,8^\circ$ pour A1 et $85,2^\circ$ pour A2. D'autres méthodes d'optimisation, comme les méthodes de boîtes noires existent. Cependant, le modèle étant linéaire, ces méthodes n'ont pas été investiguées.

5.1.2 Réponse du modèle

La réponse du modèle en fonction des angles A1 et A2 a été évaluée. Il est attendu une réponse linéaire du modèle ainsi qu'aucun couplage entre A1 et A2. Cela a été fait en faisant varier un angle sur une plage de 85° à 92° tout en fixant l'autre à 90°. Aucun couplage n'a été observé entre les deux angles : l'angle fixé à 90° l'est resté tout au long de la plage. La Figure 5.3 montre la réponse du modèle en fonction des angles entrés.

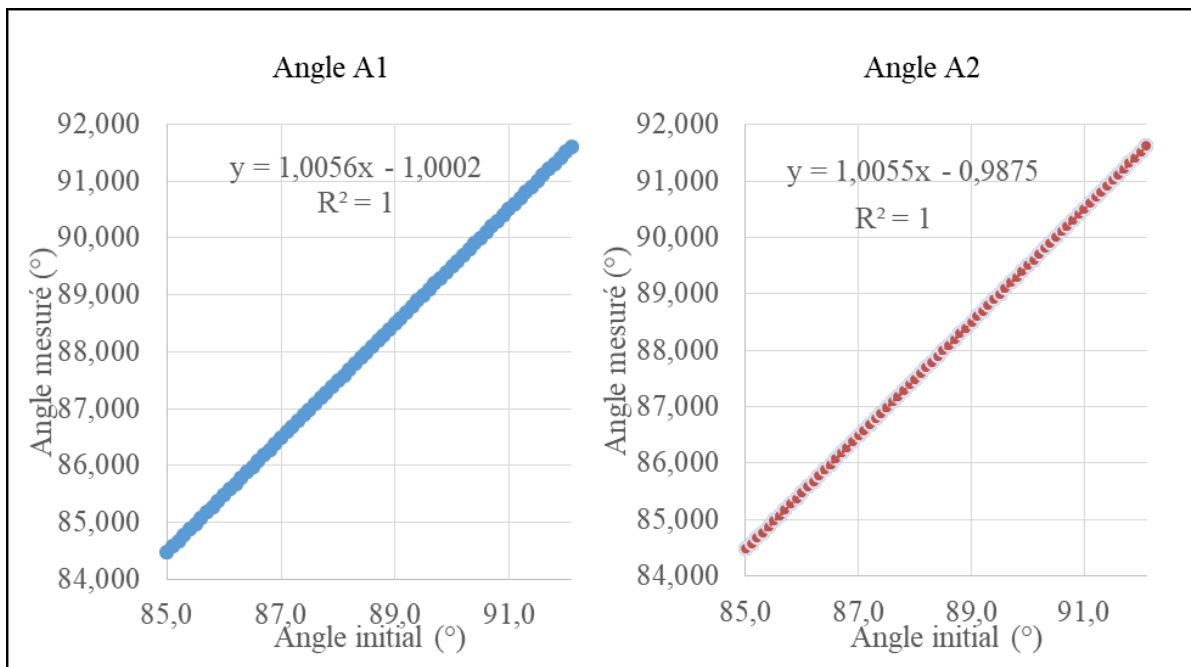


Figure 5.3 Réponse du modèle pour les deux angles

Noter en abscisse la valeur de l'angle, A1 ou A2 entrée dans le modèle. En ordonnée, la réponse du modèle prédictif des distorsions angulaires pour ces angles est rapportée. Comme il peut être constaté sur la Figure 5.3, le modèle a une réponse linéaire pour les deux angles. De plus, en regardant la régression linéaire de ces réponses, il est constaté qu'elles sont très proches.

5.2 Résultats et discussion

Le Tableau 5.1, montre les résultats de l'algorithme de compensation pour différentes itérations.

Tableau 5.1 Résultats de l'algorithme de compensation pour retrouver la géométrie initiale de l'outillage en PEI avec un empilement de tresses $T[(0/+45)/(0/-45)]_{2s}$

Itération	$A1_{inp}$ (°)	$A2_{inp}$ (°)	$A1_f$ (°)	$A2_f$ (°)
1	90.000	90.000	89.501	89.506
2	85.539	85.224	85.015	84.704
3	85.564	85.250	85.040	84.730

Les colonnes " Ai_{inp} " correspondent aux angles d'entrée dans le modèle durant l'itération en cours, avec i le numéro de l'angle (1 ou 2). Les colonnes Ai_f correspondent aux angles à la sortie du modèle. La relation entre Ai_f de l'itération n et Ai_{inp} , à l'itération $n+1$ est comme précisée dans l'équation 5.3, avec $Ai_f = Ai^{n-1}$ et $A1_{inp} = Ai^n$. On observe, sur le Tableau 5.1, qu'en trois itérations on retrouve les angles cibles. Néanmoins dès la deuxième itération, l'algorithme tombe dans l'incertitude de mesure $\epsilon = 0.1^\circ$.

Le Tableau 5.2 compare les angles de compensation trouvés par l'algorithme à ceux de l'outillage utilisé.

Tableau 5.2 Comparatif des angles de l'outillage compensé par ceux de l'outillage

Angle	A1	A2
Angle de l'outillage (°)	86.80	85.20
Angle compensé (°)	85.564	85.250
Différence (°)	1.236	-0.05

Il peut être observé que l'algorithme a permis de retrouver l'angle A2 de l'outillage, avec un écart de 0.05° . Cependant, il est constaté un écart subsiste pour l'angle A1. Cet écart s'explique par le fait que le modèle utilisé (présenté dans le chapitre 4) n'a pas réussi à prédire avec suffisamment de justesse la distorsion angulaire due à la zone riche en résine. Une alternative à la solution présentée serait d'utiliser la réponse du modèle et d'en faire une interpolation, tel que sur la Figure 5.3. Cependant, cela demande un balayage sur l'amplitude des paramètres ce qui, dans le cas d'un modèle complexe, peut demander beaucoup de calcul. L'algorithme présenté a optimisé deux variables A1 et A2 pour obtenir un outillage permettant de compenser deux modes de distorsions, ces deux modes de distorsions étant ici des distorsions angulaires. Il pourrait fonctionner avec d'autres modèles prédisant plus de deux modes de distorsions. Néanmoins, sa stabilité serait à vérifier et mettre au défi dans le cas où des compensations étaient couplées.

5.3 Conclusion sur le développement d'un module de compensation géométrique d'un outillage d'infusion

Dans ce chapitre, le développement d'un module de compensation géométrique d'un outillage d'infusion a été présenté. En premier lieu, la méthode retenue pour compenser les distorsions angulaires a été d'utiliser un outillage avec des angles modifiés pour compenser ces dernières. Il s'agit d'un problème d'optimisation à deux variables A1 et A2. Par la suite un algorithme pour déterminer ces valeurs a été présenté. Cet algorithme utilise le modèle de prédiction des distorsions angulaires présenté dans le chapitre 4. Pour s'assurer de la convergence de ce dernier, le non couplage entre ces variables a été vérifié. Pour valider le bon fonctionnement de cet algorithme, il devrait retrouver les angles d'un outillage utilisé, avec en angles cibles des mesures d'angles réalisées sur des scans. L'algorithme a réussi à retrouver ces angles avec un écart absolu de l'ordre de $0,05^\circ$ pour l'angle A2 et de $1,2^\circ$ pour A1. L'écart pour l'angle A1 est attribué à la présence de zones riches en résine non désirées. Pour conclure, le troisième objectif de recherche a été atteint car un module de compensation a été développé, mis à l'essai et validé.

CHAPITRE 6 CONCLUSION

6.1 Synthèse des travaux

L'objectif principal de ce projet de recherche était de développer une méthode simple et efficace pour compenser géométriquement les distorsions induites par le procédé d'infusion d'une pièce en composite à renforts tressés. Afin d'atteindre cet objectif principal, ce dernier a été découpé en trois sous-objectifs de recherche : concevoir un cadre en Z tressé, développer un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés et développer un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion. L'atteinte de l'objectif principal s'est réalisée par l'atteinte des sous-objectifs de recherche.

Le premier sous-objectif, concevoir un cadre en Z tressé, a été atteint car un empilement de tresses a été identifié. Pour cela, deux cas simple de chargement ont été évalués : un cas de traction et un cas de flexion. Pour déterminer cet empilement de tresses, une configuration typique a servi de référence. Une méthodologie pour reproduire le même comportement que cette configuration de référence a été mise en place. Elle a déterminé que l'empilement de tresses $T[(0/60)/(0/-60)/(0/+45)/(0/-45)/(0/\pm 45)]_S$ convient bien pour un cadre d'avion. Cette configuration est légèrement moins rigide en traction, de 7,9%, et en flexion, de 1,5%, par rapport à la configuration de référence.

Le deuxième sous-objectif, développer un modèle éléments finis thermomécanique d'une pièce composite à renforts tressés, a été atteint car un modèle éléments finis, capable de prédire les distorsions angulaires, a été développé. Ce modèle est strictement thermomécanique et décrit le renfort tressé par la théorie des laminés. Pour qu'il puisse prédire les distorsions angulaires avec justesse, une calibration du modèle a été effectuée à l'aide d'expériences d'infusion de résine sous vide. Cette calibration consiste à augmenter artificiellement le coefficient d'expansion thermique selon l'épaisseur du laminé jusqu'à ce que le modèle soit calibré. Le modèle calibré a permis de prédire les deux distorsions angulaires avec une précision relative de 10% et 70% par rapport aux expériences d'infusion. Cela correspond à une précision en valeur absolue de $0,1^\circ$ et $1,2^\circ$. Cependant pour le cas où la précision relative est de 70%, cet écart s'explique par la présence non désirée d'une zone riche en résine.

Le troisième sous-objectif, développer un module de compensation géométrique d'outillage d'infusion, a été atteint par le développement et la validation d'un algorithme de compensation géométrique. Ce dernier s'arrime avec le modèle thermomécanique développé pour atteindre le deuxième sous-objectif. Pour le valider, la mise à l'essai proposée au module de compensation a été de retrouver les angles d'un outillage utilisé, avec en angles cibles des

mesures d'angles réalisées sur des scans d'infusion de résine. L'algorithme a réussi à retrouver ces angles. Des écarts absolus de l'ordre de $0,05^\circ$ pour l'angle A2 et de $1,2^\circ$ pour A1 ont été observés. L'écart pour l'angle A1 est attribué à la présence de zones riches en résine non désirées. Ainsi, la performance de l'algorithme évaluée sur l'angle A2 s'est révélée positive.

6.2 Limitations

Bien qu'au long de ce projet de recherche, une méthodologie rigoureuse s'appuyant sur la littérature scientifique a été appliquée, des hypothèses et des limites ont été posées pour réduire l'ampleur du projet. Elles ont été posées pour donner un cadre de validité mais aussi pour réduire les coûts temporels et matériels liés à ce projet. Toutefois, ces limitations pourraient constituer le point d'amorce des futurs travaux.

Tout d'abord, dans le premier sous-objectif de recherche, concevoir un cadre en Z tressé, l'étude s'est appuyée uniquement sur deux cas simples de chargement. Un cadre en service reçoit un cas de chargement plus complexe. Les cadres en service sont courbés (pour épouser la forme du fuselage) alors que celui-ci a été conçu droit. D'autres aspects matériaux qui rendent les composites à renforts tressés attractifs par rapport à ceux utilisés présentement n'ont pas été abordés comme leur tenue mécanique aux chocs. De plus, une caractérisation mécanique du composite à renforts tressés serait nécessaire. Cette dernière pourra confirmer si la modélisation retenue convient pour décrire le comportement d'un composite à renforts tressés.

Davantage d'expériences d'infusions seraient nécessaires pour évaluer la flexibilité et la robustesse du modèle à prédire les distorsions angulaires de manière adéquate. Une caractérisation thermomécanique serait une valeur ajoutée pour valider les données matériaux utilisées. Les expériences d'infusion ont abouti à une zone riche en résine dans le coin de l'angle A1. Cela a causé des écarts entre le modèle et les mesures expérimentales. Il serait intéressant de réeffectuer ces infusions en résolvant ce problème de zone riche en résine par l'entremise du procédé de préformage ajusté et optimisé. Cela permettrait de voir si un modèle thermomécanique pourrait prédire les distorsions angulaires d'un cadre en Z avec davantage de justesse. Plus particulièrement, évaluer si l'impact asymétrique de l'outillage sur les deux angles nécessite l'implémentation de la modélisation du contact outillage pièce. Le modèle développé ne prend pas en compte les étapes de découpe. Ces coupes changent la répartition des contraintes résiduelles à l'intérieur du cadre et donc les distorsions.

Finalement, l'algorithme de compensation a permis d'optimiser deux variables d'angles, A1 et A2. Le modèle prédictif a une réponse linéaire et ces deux variables ne sont pas couplées. Les performances de cet algorithme seraient à examiner si ce dernier était greffé à un modèle

n'ayant pas une réponse linéaire et s'il fallait optimiser plusieurs variables. Plus spécifiquement, dans le cas où des variables sont couplées, torsion et courbure dans un cadre courbé par exemple, il serait attendu de ne pas converger vers un optimum.

6.3 Travaux futurs

Lors de travaux futurs, il serait primordial de caractériser mécaniquement le composite à renforts tressés. Une mesure du taux volumique de fibres pour quantifier le taux de porosité du composite est également à effectuer. Cela donnerait un aperçu plus précis des caractéristiques matériaux. À partir de ce point, il serait intéressant de continuer la conception du cadre tressé, en s'appuyant sur un cas de chargements plus détaillé. D'autres aspects pour la conception comme la tenue mécanique aux chocs devraient être investigués. Une modélisation multi-échelle de la pièce, pour évaluer numériquement son comportement, pourrait être un axe pertinent d'investigation pour évaluer le potentiel des renforts tressés.

D'avantage d'expériences d'infusion de résine sous vide seraient nécessaires pour évaluer complètement le domaine de validité de ce modèle thermomécanique. Ces dernières pourraient quantifier l'impact de l'outillage. Avant cela, une caractérisation plus fine des propriétés mécaniques serait nécessaire pour évaluer si une autre méthode de modélisation du renfort est indispensable. Le modèle de polymérisation de la résine a été développé par le partenaire CTA. Opter pour un modèle CHILE ou *path dependant*, semblerait une option intéressante pour augmenter la précision du modèle. Cela permettrait de prendre en compte la polymérisation de la résine.

Le modèle pourrait être complexifié en utilisant une géométrie courbée. Cependant, une attention particulière devrait être portée sur la génération de la géométrie si l'on souhaite y ajouter un module de compensation géométrique. Ce modèle pourrait être validé par l'infusion d'un cadre courbé à échelle réelle.

Par la suite, l'ajout du contact avec les outillages semble être une étape logique pour accroître la richesse du modèle. Pour cela, une loi de contact adéquate pour les deux outillages, en aluminium et en PEI doit être déterminée. Il serait enrichissant de voir si entre les deux lois de contact, une relation existe. Cela permettrait de réaliser des prototypes d'outillages en impression 3D avant de réaliser un outillage définitif en métal.

Pour finir, l'algorithme de compensation géométrique a montré des limites dans la littérature lorsqu'il y a des paramètres couplés. Il serait intéressant d'investiguer la méthode de compensation par "point de contrôle" présentée par Wucher et al [61] et de la valider expérimentalement.

RÉFÉRENCES

- [1] E. Ruiz, “MEC6318 - Fabrication des composites par injection,” 2020.
- [2] D30 Committee, “Terminology for Composite Materials,” ASTM International, Rapport technique. [En ligne]. Disponible : <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?D3878-20B>
- [3] P. K. Mallick, *Fiber-reinforced composites : materials, manufacturing, and design*. Boca Raton, FL : CRC Press, 2008. [En ligne]. Disponible : <http://www.crcnetbase.com/isbn/9780849342059>
- [4] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures*, 2012.
- [5] M. Gondran, “Tressage automatisé de pièces complexes avec solution inverse itérative asservie en angle,” Mémoire de maîtrise, Polytechnique Montréal, nov. 2020. [En ligne]. Disponible : <https://publications.polymtl.ca/5492/>
- [6] R. COURTEAU, “Sur les perspectives d’évolution de l’aviation civile à l’horizon 2040 : préserver l’avance de la France et de l’Europe,” Office parlementaire d’évaluation des choix scientifiques et technologiques, Rapport d’office parlementaire 658, juin 2013.
- [7] D. Lukaszewicz, C. Ward et K. Potter, “The engineering aspects of automated prepreg layup : History, present and future,” *Composites Part B : Engineering*, vol. 43, n°. 3, p. 997–1009, avr. 2012.
- [8] B. Dow et H. Benson, “Development of Stitched, Braided and Woven Composite Structures in the ACT Program and at Langley Research Center (1985 to 1997),” p. 84.
- [9] J. Fedro, “Characterization and Manufacture of Braided Composites for Large Commercial Aircraft Structures I,” p. 44.
- [10] L. Laberge Lebel et P. Trudeau, “Preforming of a fuselage c-shaped frame manufactured by resin transfer molding,” *SAE International Journal of Aerospace*, vol. 6, n°. 2, p. 508–512, sep 2013. [En ligne]. Disponible : <https://doi.org/10.4271/2013-01-2214>
- [11] G. GARDINER, “Airbus A350 Update : BRaF & FPP,” 2012. [En ligne]. Disponible : <https://www.compositesworld.com/articles/airbus-a350-update-braf-fpp>
- [12] M. Bulat, H. Ahlborn, F. Gnädinger et D. Michaelis, “15 - Braided carbon fiber composites,” dans *Advances in Braiding Technology*, ser. Woodhead Publishing Series in Textiles, Y. Kyosev, édit. Woodhead Publishing, 2016, p. 383–394. [En ligne]. Disponible : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081004074000156>

- [13] P. Monnot, J. Lévesque et L. Laberge Lebel, “Automated braiding of a complex aircraft fuselage frame using a non-circular braiding model,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 102, p. 48–63, nov. 2017. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X17302725>
- [14] Y. Gourinat, “Charges structurales en vol - Dimensionnement de panneaux fuselage,” *Systèmes aéronautiques et spatiaux*, déc. 2017. [En ligne]. Disponible : <https://www.techniques-ingenieur.fr/doi/10.51257/a/v1/trp4033>
- [15] M. C.-Y. Niu, *Airframe structural design : practical design information and data on aircraft structures*, 2^e éd. California : Connilit Press Ltd, 2006.
- [16] B. K. Donaldson, *Analysis of aircraft structures : an introduction*, 2^e éd., ser. Cambridge aerospace series. New York : Cambridge University Press, 2008, n^o. 24, oCLC : ocn190877419.
- [17] J. Cinquin, “Les composites en aérospatiale,” *Systèmes aéronautiques et spatiaux*, août 2015. [En ligne]. Disponible : <https://www.techniques-ingenieur.fr/doi/10.51257/a/v1/am5645>
- [18] *The composite materials handbook-MIL 17 : vol.1, Guidelines for characterization of structural materials*. Lancaster, Pa : Technomic Pub.Co, 1997, n^o. Book, Whole.
- [19] B. Arold, A. Gessler, C. Metzner et K. Birkefeld, “1 - Braiding processes for composites manufacture,” dans *Advances in Composites Manufacturing and Process Design*, P. Boisse, édit. Woodhead Publishing, 2015, p. 3–26. [En ligne]. Disponible : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9781782423072000014>
- [20] J. H. v. Ravenhorst et R. Akkerman, “Circular braiding take-up speed generation using inverse kinematics,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 64, p. 147–158, 2014. [En ligne]. Disponible : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X14001225>
- [21] C. Ayranci et J. Carey, “2D braided composites : A review for stiffness critical applications,” *Composite Structures*, vol. 85, n^o. 1, p. 43–58, sept. 2008. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263822307002395>
- [22] M. Benavente, “Viscoelastic distortion during manufacturing and post-curing of thermo-set composites : Characterization and modeling,” Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique de Montréal, 2017.
- [23] L. Khoun, “Process-Induced Stresses and Deformations in Woven Composites Manufactured by Resin Transfer Moulding,” Thèse de doctorat, McGill University, 2009.
- [24] M. Wisnom, M. Gigliotti, N. Ersoy, M. Campbell et K. Potter, “Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer–matrix composite

- structures,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, n^o. 4, p. 522–529, avr. 2006. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X0500179X>
- [25] D. W. Radford et T. S. RENNICK, “Separating Sources of Manufacturing Distortion in Laminated Composites,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 19, n^o. 8, p. 621–641, 2000. [En ligne]. Disponible : <https://doi.org/10.1177/073168440001900802>
- [26] N. Zobeiry et A. Poursartip, “The origins of residual stress and its evaluation in composite materials,” dans *Structural Integrity and Durability of Advanced Composites*. Elsevier, 2015, p. 43–72. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9780081001370000031>
- [27] A. Johnston, R. Vaziri et A. Poursartip, “A Plane Strain Model for Process-Induced Deformation of Laminated Composite Structures,” *Journal of Composite Materials*, vol. 35, n^o. 16, p. 1435–1469, août 2001. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1106/YXEA-5MH9-76J5-BACK>
- [28] D. Radford et R. Diefendorf, “Shape instabilities in composites resulting from laminate anisotropy,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 12, n^o. 1, p. 58–75, 1993.
- [29] J. Svanberg et J. Holmberg, “An experimental investigation on mechanisms for manufacturing induced shape distortions in homogeneous and balanced laminates,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, n^o. 6, p. 827–838, juin 2001.
- [30] N. Ersoy, K. Potter, M. R. Wisnom et M. J. Clegg, “Development of spring-in angle during cure of a thermosetting composite,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, n^o. 12, p. 1700–1706, déc. 2005. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X05001314>
- [31] S. Minakuchi, K. Sawaguchi et N. Takeda, “Cure shrinkage and shape distortion of L-shaped composites with interlaminar toughened layers,” dans *18th European Conference on Composite Materials, ECCM 2018, June 24, 2018 - June 28, 2018*, ser. ECCM 2018 - 18th European Conference on Composite Materials. Athens, Greece : Applied Mechanics Laboratory, 2019, p. Adamant Composites Ltd. ; Hellenic Aerospace Industry S.A ; JEC Group ; Materials Today ; Photron ; Shimadzu Europa GmbH.
- [32] K. Takagaki, S. Minakuchi et N. Takeda, “Process-induced strain and distortion in curved composites. Part II : Parametric study and application,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 103, p. 219–229, déc. 2017. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X17303573>

- [33] C. Li, K. Potter, M. R. Wisnom et G. Stringer, “In-situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method,” *Composites Science and Technology*, vol. 64, n^o. 1, p. 55–64, janv. 2004. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0266353803001994>
- [34] G. Palardy, “Resin volumetric changes and surface finish characterization of composite automotive panels,” p. 130.
- [35] G. Twigg, A. Poursartip et G. Fernlund, “Tool–part interaction in composites processing. Part I : experimental investigation and analytical model,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, n^o. 1, p. 121–133, janv. 2004.
- [36] 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*, vol. 35, n^o. 6, p. 711–721, juin 2004. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X04000429>
- [37] J. Svanberg et J. Holmberg, “Prediction of shape distortions. Part II. Experimental validation and analysis of boundary conditions,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, n^o. 6, p. 723–734, juin 2004.
- [38] G. Twigg, A. Poursartip et G. Fernlund, “Tool–part interaction in composites processing. Part II : numerical modelling,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, n^o. 1, p. 135–141, janv. 2004.
- [39] G. Twigg, “An experimental method for quantifying tool–part shear interaction during composites processing,” *Composites Science and Technology*, vol. 63, n^o. 13, p. 1985–2002, oct. 2003.
- [40] R. de Oliveira, S. Lavanchy, R. Chatton, D. Costantini, V. Michaud, R. Salathé et J.-A. 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*, vol. 39, n^o. 7, p. 1083–1090, juill. 2008.
- [41] K. Potter, M. Campbell, C. Langer et M. Wisnom, “The generation of geometrical deformations due to tool/part interaction in the manufacture of composite components,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, n^o. 2, p. 301–308, févr. 2005. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X04001502>
- [42] G. Fernlund, N. Rahman, R. Courdji, M. Bresslauer, A. Poursartip, K. Willden et K. Nelson, “Experimental and numerical study of the effect of cure cycle, tool surface, geometry, and lay-up on the dimensional fidelity of autoclave-processed composite parts,” p. 11, 2002.

- [43] J. M. Ganley, A. K. Mawi et S. Huybrechts, “Explaining spring-in in filament wound carbon fiber/epoxy composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 34, n^o. 14, p. 1216–1239, 2000.
- [44] 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*, vol. 36, n^o. 6, p. 806–826, juin 2005. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X0400260X>
- [45] D. Radford, “Cure shrinkage induced warpage in flat uni-axial composites,” *Journal of Composites Technology and Research*, vol. 15, p. 290–296, déc. 1993.
- [46] S. Hernández, F. Sket, J. Molina-Aldaregua, C. González et J. LLorca, “Effect of curing cycle on void distribution and interlaminar shear strength in polymer-matrix composites,” *Composites Science and Technology*, vol. 71, n^o. 10, p. 1331–1341, juill. 2011. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0266353811001643>
- [47] C. Albert et G. Fernlund, “Spring-in and warpage of angled composite laminates,” *Composites Science and Technology*, vol. 62, n^o. 14, p. 1895–1912, nov. 2002. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0266353802001057>
- [48] A. C. Loos et G. S. Springer, “Curing of Epoxy Matrix Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 17, n^o. 2, p. 135–169, mars 1983. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/002199838301700204>
- [49] A. A. Johnston, “AN INTEGRATED MODEL OF THE DEVELOPMENT OF PROCESS-INDUCED DEFORMATION IN AUTOCLAVE PROCESSING OF COMPOSITE STRUCTURES,” Thèse de doctorat, The University of British Columbia, 1997.
- [50] “ABAQUS Theory Manual (v6.6).” [En ligne]. Disponible : <https://classes.engineering.wustl.edu/2009/spring/mase5513/abaqus/docs/v6.6/books/stm/default.htm?startat=ch02s01ath13.html>
- [51] S. K. Bapanapalli et L. V. Smith, “A linear finite element model to predict processing-induced distortion in FRP laminates,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, n^o. 12, p. 1666–1674, déc. 2005. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X05001259>
- [52] D. A. Darrow et L. V. Smith, “Isolating Components of Processing Induced Warpage in Laminated Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 36, n^o. 21, p. 2407–2419, nov. 2002. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0021998302036021784>

- [53] P. Causse, E. Ruiz et F. Trochu, “Spring-in behavior of curved composites manufactured by Flexible Injection,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, n^o. 11, p. 1901–1913, nov. 2012. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X12001832>
- [54] Q. Zhu et P. H. Geubelle, “Dimensional Accuracy of Thermoset Composites : Shape Optimization,” *Journal of Composite Materials*, vol. 36, n^o. 6, p. 647–672, mars 2002. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0021998302036006485>
- [55] I. Baran, K. Cinar, N. Ersoy, R. Akkerman et J. H. Hattel, “A Review on the Mechanical Modeling of Composite Manufacturing Processes,” *Archives of Computational Methods in Engineering*, vol. 24, n^o. 2, p. 365–395, avr. 2017. [En ligne]. Disponible : <http://link.springer.com/10.1007/s11831-016-9167-2>
- [56] A. Ding, S. Li, J. Wang, A. Ni, L. Sun et L. Chang, “Prediction of Process-Induced Distortions in L-Shaped Composite Profiles Using Path-Dependent Constitutive Law,” *Applied Composite Materials*, vol. 23, n^o. 5, p. 1027–1045, oct. 2016. [En ligne]. Disponible : <http://link.springer.com/10.1007/s10443-016-9501-8>
- [57] S. White et H. Hahn, “Cure Cycle Optimization for the Reduction of Processing-Induced Residual Stresses in Composite Materials,” *Journal of Composite Materials*, vol. 27, n^o. 14, p. 1352–1378, déc. 1993. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/002199839302701402>
- [58] C. K. Huang et S. Y. Yang, “Study on Accuracy of Angled Advanced Composite Tools,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 12, n^o. 3, p. 473–486, mai 1997. [En ligne]. Disponible : <http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/10426919708935158>
- [59] K. Roll, “Possibilities and Strategies for Simulations and Compensation for Springback,” dans *AIP Conference Proceedings*, vol. 778. Detroit, Michigan (USA) : AIP, 2005, p. 295–302, iSSN : 0094243X. [En ligne]. Disponible : <http://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.2011236>
- [60] C. Amann, S. Kreissl, H. Grass et J. Meinhardt, “A review on process-induced distortions of carbon fiber reinforced thermosets for large-scale production,” *Production Engineering*, vol. 11, n^o. 6, p. 665–675, déc. 2017. [En ligne]. Disponible : <http://link.springer.com/10.1007/s11740-017-0772-1>
- [61] B. Wucher, F. Lani, T. Pardoën, C. Bailly et P. Martiny, “Tooling geometry optimization for compensation of cure-induced distortions of a curved carbon/epoxy C-spar,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 56, p. 27–35, janv. 2014. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X13002613>

- [62] Q. Wang, T. Li, X. Yang, K. Wang, B. Wang et M. Ren, “Prediction and compensation of process-induced distortions for L-shaped 3D woven composites,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 141, p. 106211, févr. 2021. [En ligne]. Disponible : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X20304486>
- [63] C. J. Cameron, S. Saseendran, F. Stig et M. Rouhi, “A rapid method for simulating residual stress to enable optimization against cure induced distortion,” *Journal of Composite Materials*, vol. 55, n^o. 26, p. 3799–3812, nov. 2021. [En ligne]. Disponible : <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/00219983211024341>
- [64] G. Puri, *PYTHON SCRIPTS FOR ABAQUS*.
- [65] C. McKee, Alastair, “COMPRO Best Practices : Meshing,” 2017.
- [66] Convergent, “COMPRO Training Workbook,” 2017.

ANNEXE A MICROMÉCANIQUE

Dans le cas d'un laminé mince orthotrope en 2D dans un état de contraintes planes, la matrice de souplesse $[S_{ij}]$ dans les directions matériau s'exprime comme :

$$[S_{ij}] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_l} & \frac{-\nu_{lt}}{E_l} & 0 \\ \frac{-\nu_{lt}}{E_l} & \frac{1}{E_t} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{lt}} \end{bmatrix} \quad (\text{A.1})$$

Où E_l et E_t sont les modules du pli dans les directions longitudinale et transversale, ν_{lt} le coefficient de Poisson et G_{lt} le module de cisaillement.

$[S_{ij}]$ est exprimée dans les directions du matériau, pour l'exprimer selon les directions principales du laminé, on lui applique la transformation suivante :

$$[S'_{ij}] = [T_\theta][S_{ij}][T_\theta]^T \quad (\text{A.2})$$

Avec $[T_\theta]$ qui s'exprime comme suit :

$$[T_\theta] = \begin{bmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & \cos(\theta)\sin(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & -\cos(\theta)\sin(\theta) \\ -2\cos(\theta)\sin(\theta) & 2\cos(\theta)\sin(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{bmatrix} \quad (\text{A.3})$$

Avec θ l'angle de rotation entre le repère local du matériau (l-t) et ceux du laminé (1-2).

Les termes composant $[S_{ij}]$ sont détaillés par la suite. Pour les calculer, la loi de mélange a été utilisée. Le module d'élasticité dans le plan selon la direction longitudinale s'exprime comme

$$E_l = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (\text{A.4})$$

Avec E_f le module d'élasticité du renfort (fibre), E_m le module d'élasticité de la matrice (résine) et V_f le taux volumique de fibre. On suppose qu'il n'y a pas de porosité. Dans la direction transverse et selon l'épaisseur, le module s'exprime comme :

$$\frac{1}{E_t} = \frac{1}{E'_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \quad (\text{A.5})$$

$$\frac{1}{E_t} = \frac{1}{E'_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \quad (\text{A.6})$$

Ici, on a fait l'hypothèse que la matrice et la fibre ont des propriétés isotropes. Le module de cisaillement s'exprime selon :

$$G_{lt} = G_{lt'} = G_m \frac{G_f(1 + V_f) + G_m(1 - V_f)}{G_f(1 - V_f) + G_m(1 + V_f)} \quad (\text{A.7})$$

Avec G_f et G_m les modules de cisaillement du renfort et de la matrice. Dans le cas d'un matériau isotrope, le module de cisaillement peut s'exprimer selon

$$G = \frac{E}{2 * (1 + \nu)} \quad (\text{A.8})$$

Avec E le module d'élasticité et ν le coefficient de Poisson. Le coefficient de Poisson pour le pli s'exprime selon :

$$\nu_{lt} = \nu_{lt'} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) \quad (\text{A.9})$$

Avec ν_f et ν_m les coefficients de Poisson du renfort et de la résine.

ANNEXE B ANALYSE DE SENSIBILITÉ POUR LES MODÈLES DE RIGIDITÉ EN FLEXION ET TRACTION

Le Tableau B.1 montre l'analyse de sensibilité au maillage des modèles de traction et de flexion.

Tableau B.1 Analyse de sensibilité pour les modèles de traction et de flexion

Taille d'élément (mm)	Nombre d'éléments	Allongement en traction (mm)	Flèche (mm)
10	195	7.155E-2	-3.903E+1
8	304	7.155E-2	-3.903E+1
6	525	7.155E-2	-3.904E+1
5	750	7.156E-2	-3.904E+1
4	1178	7.156E-2	-3.904E+1
2	4500	7.156E-2	-3.904E+1
1	18150	7.156E-2	-3.904E+1

Durant cette analyse de sensibilité au maillage, la taille des éléments a varié de 10 mm à 1 mm de côté. Cela est rapporté dans la première colonne du Tableau. Comme il est possible de l'observer sur le Tableau B.1, plus ce paramètre est petit, plus le maillage est fin, et donc le nombre d'éléments élevé. Des éléments plaques SR8, à 8 noeuds à intégration quadratique, ont été utilisés. Les métriques utilisées pour vérifier la sensibilité au maillage sont l'allongement en traction et la flèche en flexion. Ces derniers sont montrés dans les deux dernières colonnes du Tableau. Pour des soucis de lisibilité du Tableau B.1, ces données sont tracées dans les Figures B.1, B.2 et B.3. La Figure B.1 montre l'évolution du nombre d'éléments en fonction de la taille d'une maille d'un élément.

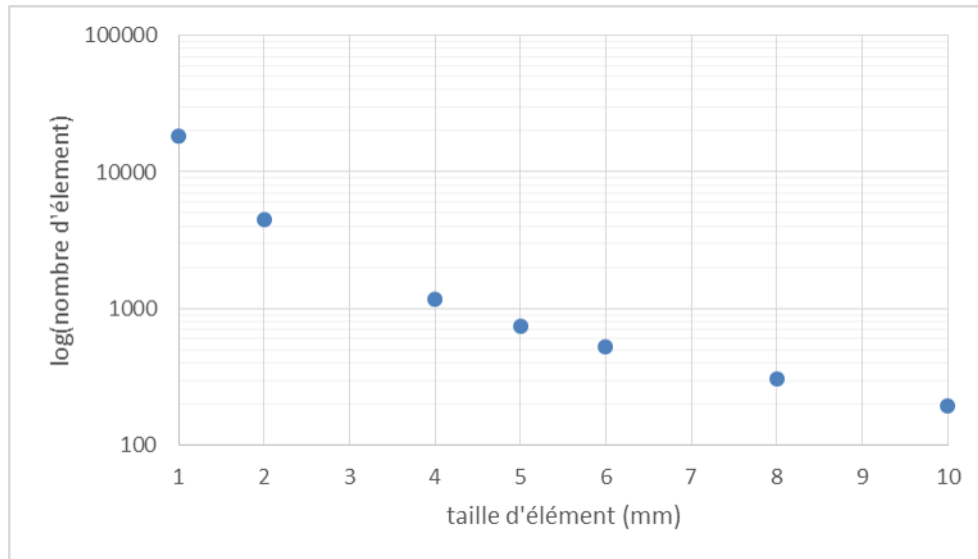


Figure B.1 Évolution du nombre d'éléments dans le modèle en fonction de la taille d'élément.

Il est possible de relever une relation non linéaire entre le nombre d'éléments et leur taille. La Figure B.2 montre l'évolution de de l'allongement en traction en fonction du nombre d'éléments.

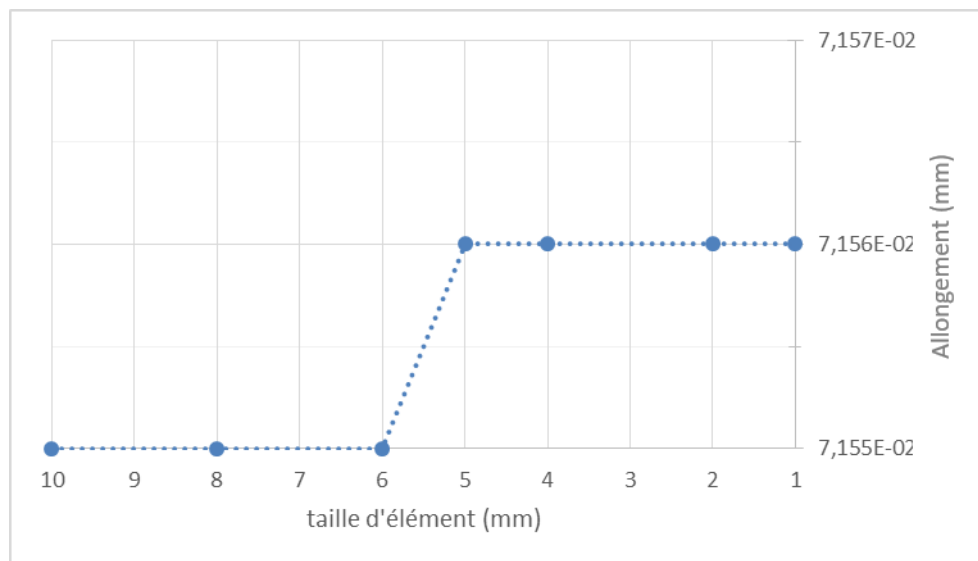


Figure B.2 Analyse de sensibilité au maillage pour le cas de traction

On remarque que l'allongement ne change que peu pour toute la plage testée. La variation

maximale de l'allongement est de $1E-5$ mm. Cette transition se fait à partir d'une taille d'élément de 6mm. La Figure B.3 montre l'évolution de la flèche pour le cas de traction en fonction de la taille des éléments.

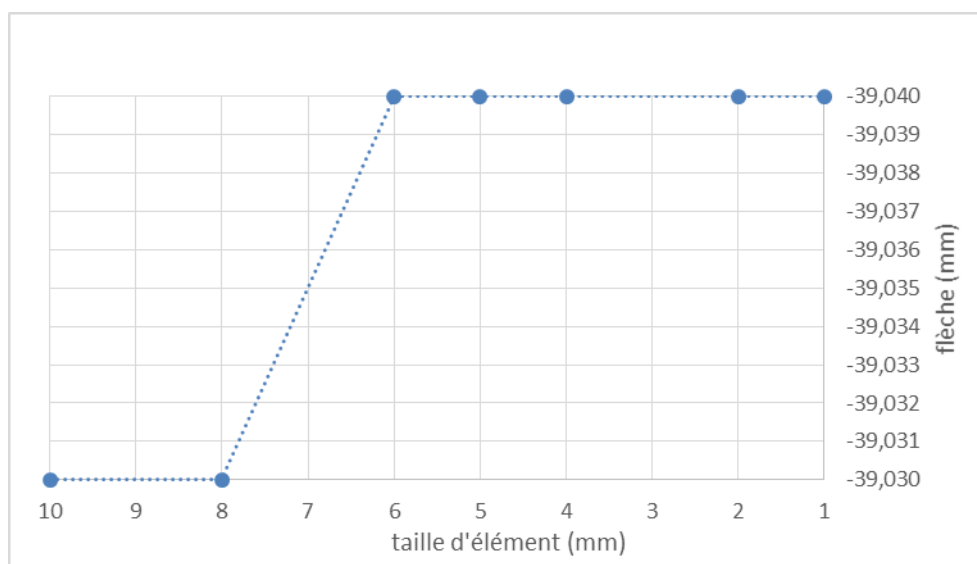


Figure B.3 Analyse de sensibilité au maillage pour le cas de flexion

Sur la Figure B.3, une faible sensibilité au maillage utilisée est constatée. La variation maximale de la flèche est de 0.01mm. A partir d'une taille d'élément de 6mm, on ne voit plus de variation sur la flèche. A la vue des données sur le Tableau B.1, et des Figures B.1, B.2 et B.3, on considère que pour une taille d'élément de 4mm, le modèle n'est pas sensible au maillage. La faible sensibilité au maillage pour le cas de traction et de flexion a plusieurs explication. Premièrement, un maillage quadratique a été utilisé, avec un maillage linéaire la convergence aurait été différente. De plus, un maillage régulier a été utilisé. Dernièrement, la métrique utilisée était le déplacement, permettant de le relier à une rigidité de la pièce. Si la métrique utilisée aurait été la répartition de contrainte, la convergence aurait été différente.

ANNEXE C MESURE D'ÉPAISSEUR POUR UNE TRESSE INFUSÉE

La Figure C.1 montre en bleu la position des 9 points de mesures d'épaisseur sur un scan du cadre.

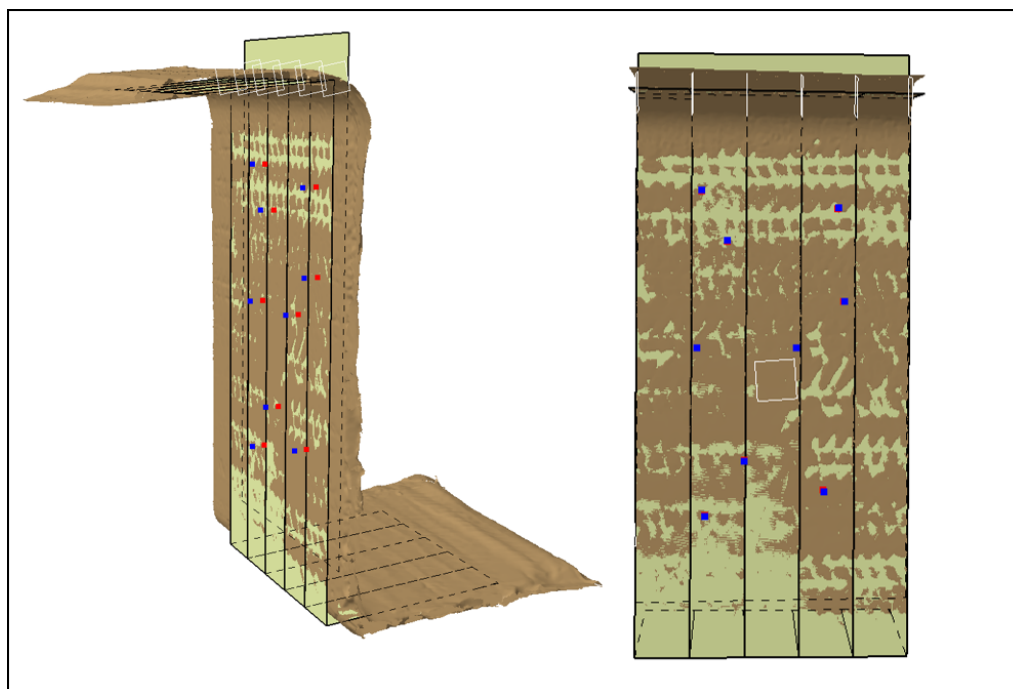


Figure C.1 Positions des points de mesures pour les mesures d'épaisseur

2 plans moyens ont été placés de part et d'autre de l'âme, ils sont en jaune sur la Figure C.1. 9 points sont aléatoirement placés sur le plan correspondant à la face outillage de la pièce. Ils sont en bleu sur la Figure C.1. Des segments normaux à ce plan et passant par ces points ont été tracés. Des points d'intersections entre ces segments et le plan de la surface extérieure sont placés. Ils sont en rouge sur la Figure C.1. La mesure d'épaisseur correspond à la distance entre chaque couple de points bleu/rouge. Ici, il est supposé que ces deux plans sont parallèles. Le Tableau C.1 montre les mesures d'épaisseur sur le cadre.

Tableau C.1 Résultats de mesures d'épaisseur

Mesure (mm)	3,31	3,20	3,18	3,19	3,07
	3,41	3,25	3,35	3,18	
Moyenne	3,2				
écart type	0,1				
Incertitude	0,1				

D'après le Tableau C.1, une épaisseur moyenne de $3,2 \pm 0,1$ est relevée. Ce Tableau résume uniquement des mesures d'épaisseur effectuées sur l'âme d'une seule pièce. D'autres mesures seraient nécessaires pour avoir une idée plus viable statistiquement de la valeur de l'épaisseur sur la pièce. Cependant, pour l'avancée actuelle du projet, il a été décidé de ne pas prolonger ces mesures.

**ANNEXE D ANALYSE DE SENSIBILITÉ AU MAILLAGE POUR LE
MODÈLE THERMOMÉCANIQUE PRÉDICTIF DE DISTORSIONS
ANGULAIRES.**

Le Tableau D.1 montre les résultats de sensibilité au maillage pour le modèle éléments finis thermomécanique.

Tableau D.1 Analyse de sensibilité pour le modèle thermomécanique

Nombre d'éléments à travers l'épaisseur	Nombre d'éléments du modèle	temps de calcul (s)	A1 (°)	A2 (°)	$\Delta A1(^{\circ})$	$\Delta A2(^{\circ})$
2	336	20	85.59	83.94	1.21	1.26
4	2664	30	85.58	83.95	1.22	1.25
8	23192	50	85.60	84.01	1.20	1.19
16	179200	390	85.60	84.01	1.20	1.19

Dans la première colonne, Il est possible d'observer le nombre d'éléments à travers l'épaisseur du composite. Le nombre d'éléments à travers l'épaisseur est la variable, ce qui permet de changer le maillage. En fonction de ce paramètre, il est possible de voir le nombre d'éléments du modèle dans la deuxième colonne. La troisième colonne montre le temps de calcul en secondes. Son évolution n'est pas linéaire en fonction du nombre d'éléments. Les colonnes A1 et A2 sont les angles de la pièce mesurés en résultats du modèle. $\Delta A1$ et $\Delta A2$ sont les distorsions angulaires, différences entre les valeurs initiales et les valeurs mesurées. Les résultats examinés pour cette analyse de sensibilité sont les distorsions angulaires ($\Delta A1$ et $\Delta A2$). Il est fait comme hypothèse que le maillage le plus raffiné (16 éléments dans l'épaisseur) est la solution la plus précise. Cette analyse a été menée sur une configuration de tresse $T[(0/60)/(0/-60)]_{2S}$. Le nombre maximal d'éléments possible est ici de 1 élément par plis soit 16 éléments. La Figure D.1 montre l'évolution des distorsions angulaires $\Delta A1$ et $\Delta A2$ en fonction du nombre d'éléments à travers l'épaisseur.

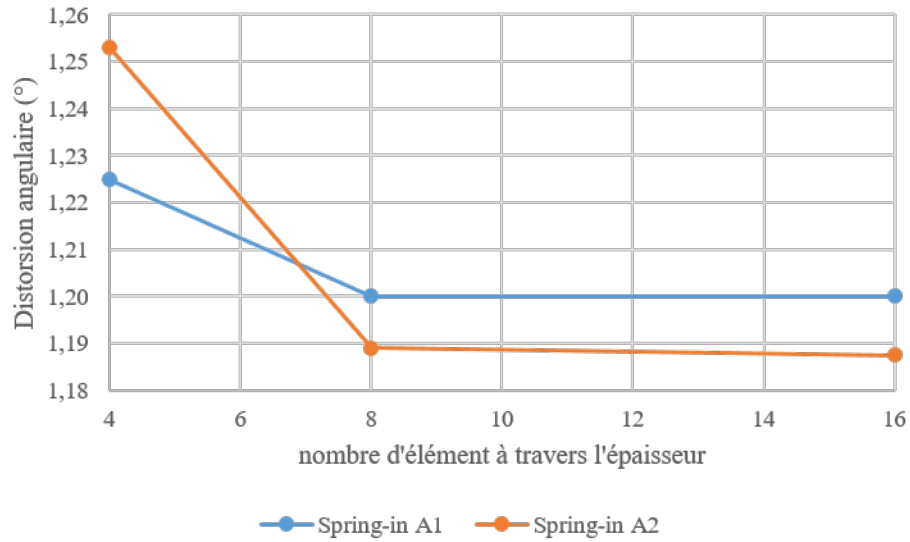


Figure D.1 Positions des points de mesures pour les mesures d'épaisseur

Il est intéressant de remarque que les distorsions angulaires ne changent plus à partir de 8 éléments selon l'épaisseur. Ainsi, d'après la Figure D.1, 8 éléments semblent suffisants. Pour ce nombre d'éléments selon l'épaisseur, le temps de calcul est de 50s, ce qui correspond aux contraintes d'avoir un modèle dont le temps de calcul est de l'ordre de la minute.

ANNEXE E MESURE DE COEFFICIENT D'EXPANSION THERMIQUE

Le Tableau E.1 montre les résultats d'analyse thermomécanique sur des échantillons en PEI obtenus par impression 3D. Cette analyse thermomécanique a été menée avec un TMA Q400 pour déterminer le coefficient d'expansion thermique dans des diverses orientations relatives au sens de l'impression et du taux de remplissage. Une rampe de 3°C/min de 50°C à 180°C à été utilisée.

Tableau E.1 Résultats d'analyses thermomécanique réalisées sur des éprouvettes imprimées 3D en fonction de la direction d'impression.

	Infill 30%						Infill 100%				
	X		Y		Z		X	Y	Z		
	X1	X2	Y1	Y2	Z1	Z2			Z1	Z2	
<i>TMA expansion ($\mu\text{m}/^\circ\text{C}$)</i>	1,464	1,471	1,45	1,483	1,439	1,437	1,452	1,422	1,463	1,42	
<i>Initial length (mm)</i>	25,0555	25,0617	25,2132	25,1884	25,3421	25,2071	25,2728	25,3973	25,2912	25,1545	
<i>CTE ($\mu/^\circ\text{C}$)</i>	58,4	58,7	57,5	58,9	56,8	57,0	57,5	56,0	57,8	56,5	
<i>moyenne CTE ($\mu/^\circ\text{C}$)</i>	57,9						57				57,5
<i>écart-type CTE ($\mu/^\circ\text{C}$)</i>	0,9						0,9				1,0
<i>incertitude CTE ($\mu/^\circ\text{C}$)</i>	0,9						1				0,7
<i>incertitude relative (%)</i>	2%						2%				1%

Comme on peut le voir sur le Tableau, deux taux de remplissages sont évalués : 30% et 100%. Pour chacun de ces taux de remplissage, trois orientations sont testées. L'orientation x étant selon la direction d'impression. Ces échantillons sont en PEI (Ultem 1010), un PEI développé par Stratasys. Au total, 10 échantillons ont été mesurés. En regardant les valeurs de coefficient d'expansion thermique avec leur incertitude pour tous les cas évalués dans le Tableau E.1, il est possible de constater que le taux de remplissage et l'orientation relative au sens de l'impression n'impactent pas significativement l'expansion thermique du matériau à échelle macroscopique. Pour la plage de température utilisée, on reste en dessous de T_g . Cependant, il serait intéressant d'évaluer l'expansion thermique passée cette température. La Figure E.1 montre les échantillons utilisés pour l'analyse thermomécanique.

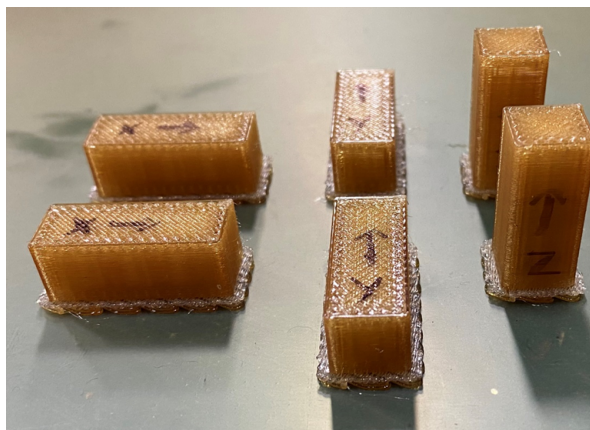


Figure E.1 Échantillons utilisés pour l'analyse thermomécanique

Ces échantillons sont en PEI obtenus par impression 3D. Ces échantillons ont une section de 10mm par 10mm et sont mesurés à travers la longueur de 25mm.

Le Tableau E.2 montre les résultats d'analyses d'expansion thermique pour des pièces composites à renforts tressés. Ces pièces ont été réalisées en superposant 4 tresses QISO-H59, infusées avec de la résine RTM 890. Les tresses QISO-H59 sont des tresses triaxiales $T[(0\pm60)]$. Le même instrument de mesure TMA Q400 a été utilisé pour ces mesures avec une rampe de $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ de 50°C à 250°C .

Tableau E.2 Résultats d'analyses thermomécaniques réalisées sur des tresses QISO-H-59 infusées avec de la résine RTM890.

	Transverse			Interplanaire		
	1	2	3	1	2	3
<i>TMA expansion, $T < T_g$ ($\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$)</i>	0,1862	0,1862	0,2106	0,1802	0,2079	0,221
<i>TMA expansion, $T > T_g$ ($\mu\text{m}/^{\circ}\text{C}$)</i>	0,8467	0,8395	0,8994	0,6312	0,7555	0,6784
<i>Initial length (mm)</i>	3,8616	3,9832	3,8677	10,0447	10,0309	10,3305
<i>CTE $T < T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	48,21	59,17	54,45	17,94	20,73	21,39
<i>CTE $T > T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	219,27	210,76	232,54	62,84	75,32	65,67
<i>moyenne CTE $T < T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	53,94			20,02		
<i>écart-type CTE $T < T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	5,5			1,83		
<i>incertitude CTE ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	6,8			2,3		
<i>incertitude relative (%)</i>	12,66%			11,35%		
<i>moyenne CTE $T > T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	220,86			67,94		
<i>écart-type CTE $T > T_g$ ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	10,98			6,54		
<i>incertitude CTE ($\mu/^{\circ}\text{C}$)</i>	13,6			8,1		
<i>incertitude relative (%)</i>	6,17%			11,95%		

Comme on peut le voir sur la Figure E.2, deux orientations sont évaluées : le sens transverse (suivant l'épaisseur de la pièce) et le sens intraplanaire (direction principale du composite). Pour chacune de ces orientations, trois mesures sont effectuées. La plage de températures passe par la température de transition vitreuse de la résine, ce qui introduit donc un CTE

(coefficient d'expansion thermique) avant et après T_g . Il peut être remarqué que le CTE dans l'orientation transverse est plus élevé que dans l'orientation intraplanaire. Cela est anticipé car l'expansion thermique suivant l'épaisseur est régi par la matrice, ici la résine, qui possède un CTE plus élevé.

ANNEXE F GÉOMÉTRIES MAILLÉES DES OUTILLAGES

La Figure F.1 montre la géométrie maillée de l'outillage en aluminium en F.1a et en PEI en F.1b. Il est pertinent de remarquer, sur ces géométries maillées, la régularité du maillage sur

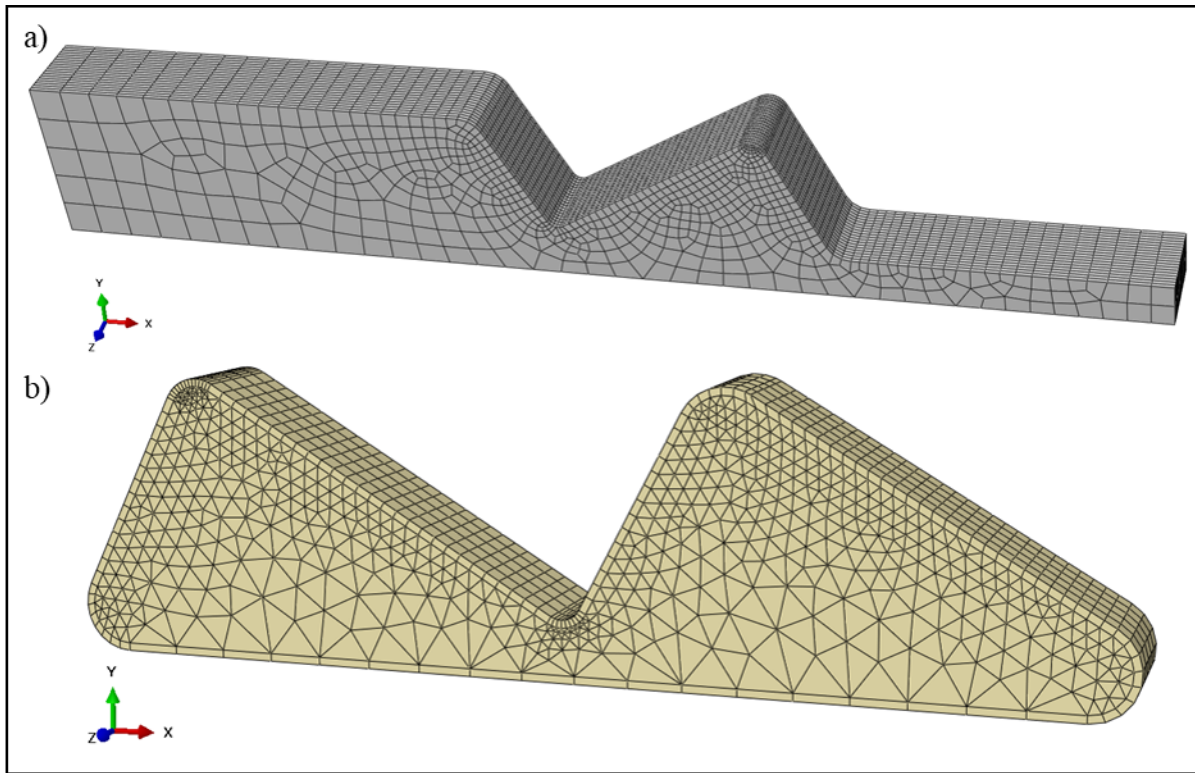


Figure F.1 Géométrie maillée de l'outillage en aluminium en a) et de l'outillage en PEI en b)

la zone où le cadre est sensé être durant l'infusion. Ce maillage est aussi dense que celui du cadre. Ceci est fait afin de permettre une meilleure gestion du contact non-linéaire entre ces deux pièces à l'interface. Le maillage de ces outillages est effectué de manière paramétrique en fonction du nombre d'éléments selon l'épaisseur de la pièce composite.

ANNEXE G UNIFORMITÉ THERMIQUE DES OUTILLAGES EN ALUMINIUM ET EN PEI

Une analyse d'uniformité thermique a été réalisée sur les outillages en aluminium et en PEI. Il s'agit d'observer si les outillages ont des gradients thermiques durant une procédure d'infusion. La Figure G.1 montre la position de 9 thermocouples (TC) sur l'outillage en aluminium.

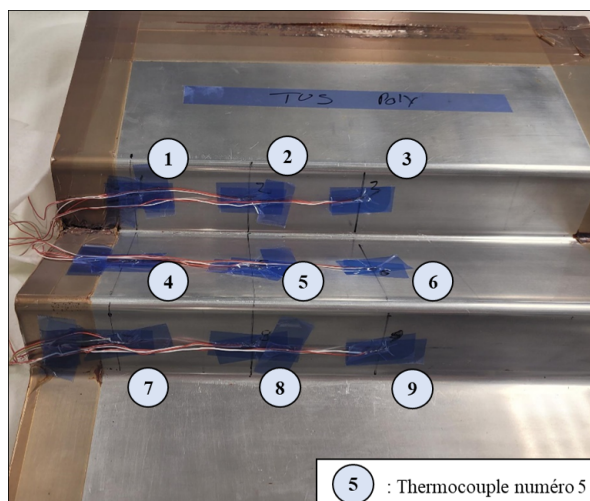


Figure G.1 Position des 9 thermocouples sur l'outillage en aluminium.

On observe qu'il y a 3 TC par élément du cadre, 3 par semelle et 3 pour le cadre. Ces derniers sont répartis sur la longueur de la zone d'infusion qui fait approximativement la moitié de l'outillage. La Figure G.2 montre le même outillage avec les consommables d'infusion par dessus.

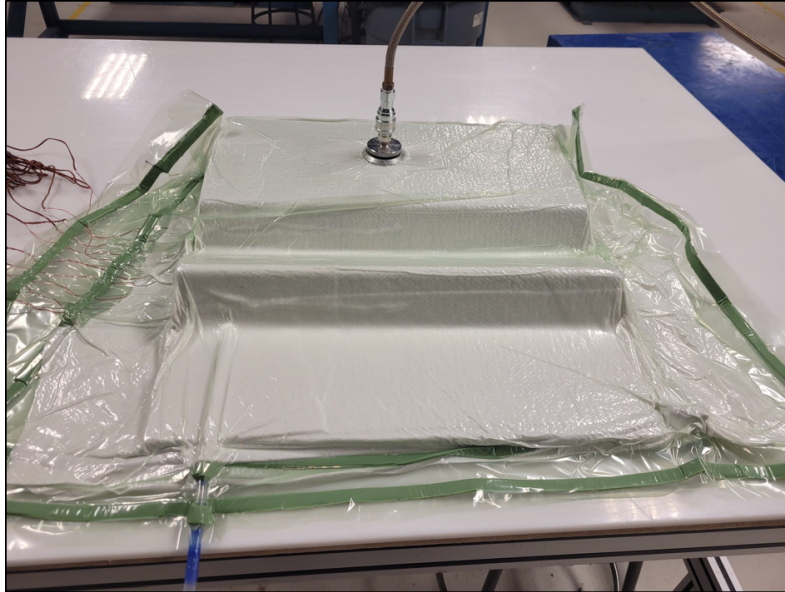


Figure G.2 Outillage en aluminium avec le montage d'infusion

Il est possible d'observer deux bâches à vide et les tuyaux pour pouvoir y appliquer la dépression. Cependant, ni les renforts tressés, ni la résine ne sont présents. De plus, l'entrée et la sortie de résine ne sont pas positionnées sur l'outillage. La Figure G.3 montre l'outillage dans le four à convection. L'outillage est positionné de sorte à ce qu'il fasse face au flux d'air. Il sera toujours positionné de la même manière pour toutes les infusions. Noter l'outillage un ruban d'adhésif en bleu, ce dernier est un 10ème thermocouple servant de thermocouple pour le contrôle du cycle de polymérisation de la pièce. Il sera appelé "TC part".

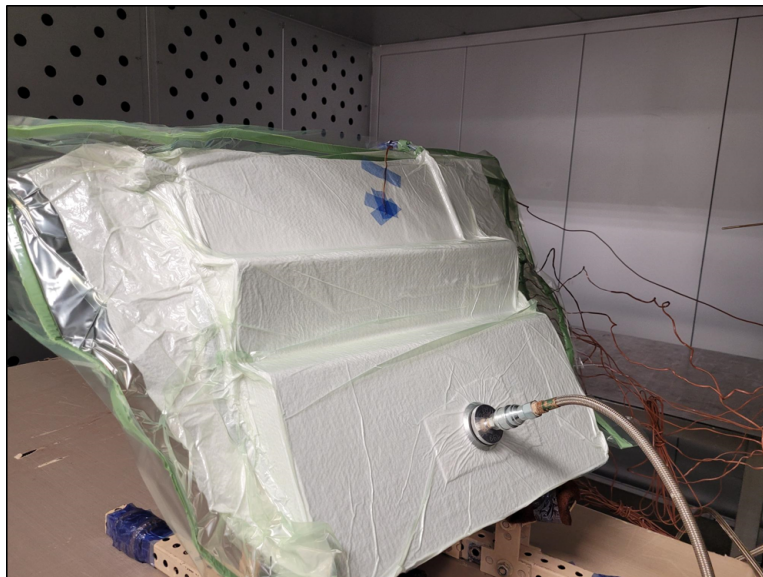


Figure G.3 Outillage en aluminium dans le four à convection

La Figure G.4 montre la mesure de température des 10 thermocouples durant une procédure d'infusion.

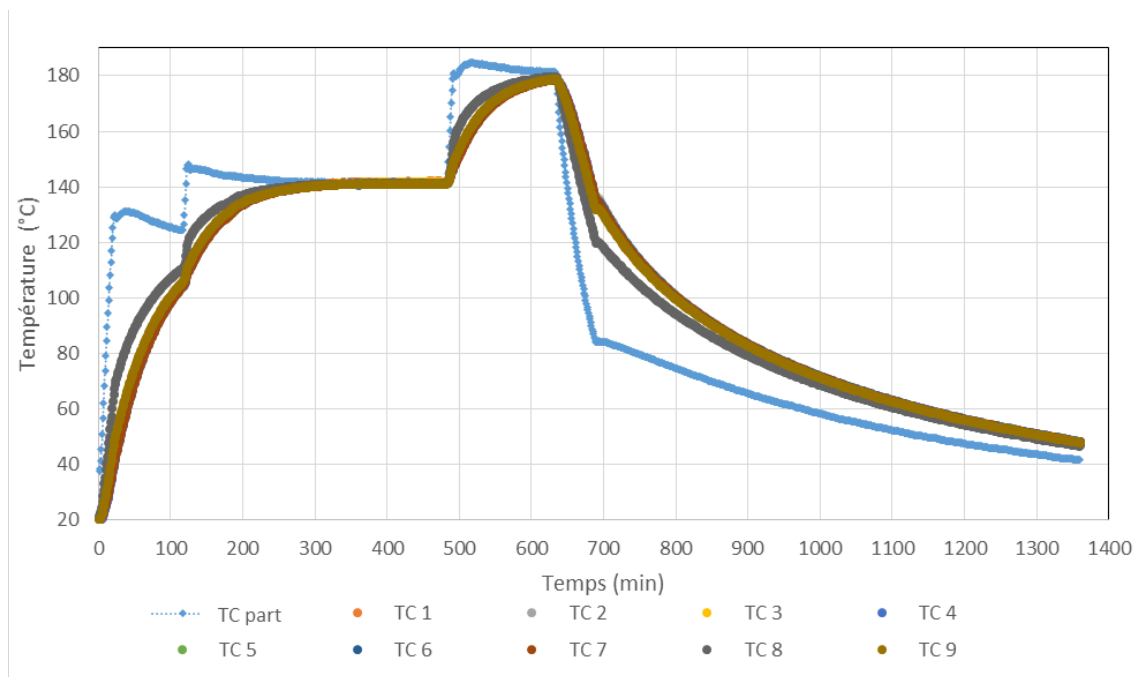


Figure G.4 Mesure de température des thermocouples 1 à 9 durant une procédure d'infusion sur l'outillage en aluminium

Un retard est remarqué pour les TC 1 à 9 par rapport à "TC part". Ceci est anticipé étant donné que l'outillage est massif. Il peut être identifié sur le "TC part" les étapes de la procédure d'infusion, le maintien à 120°C pendant l'infusion, et les deux plateaux de polymérisation à 140°C et à 180°C. Entre les thermocouples, on remarque qu'ils ont des températures voisines. Toutefois, il est remarqué que le TC8 répond légèrement plus vite que les autres. Cela s'explique par le fait qu'il est face au flux convectif et qu'il soit du côté où le moule est un peu moins épais. Il peut toutefois être conclu qu'il y a une uniformité thermique de l'outillage en aluminium pour cette procédure d'infusion.

La Figure G.5 montre l'outillage en PEI avec deux thermocouples et des consommables d'infusion par dessus.



Figure G.5 Montage d'infusion sur l'outillage en PEI avec la position des thermocouples (TC)

Les 2 thermocouples sont positionnés sur les semelles de l'outillage. L'outillage est scellé avec une bâche à vide. Néanmoins, tout l'ensemble des consommables pour l'infusion de résine et du renfort n'est pas implémenté pour cette mesure d'uniformité thermique. La Figure G.6 montre la mesure de température des 2 thermocouples durant une procédure d'infusion. La Figure G.7 montre la même chose, il s'agit d'un zoom sur les 10 premières heures.

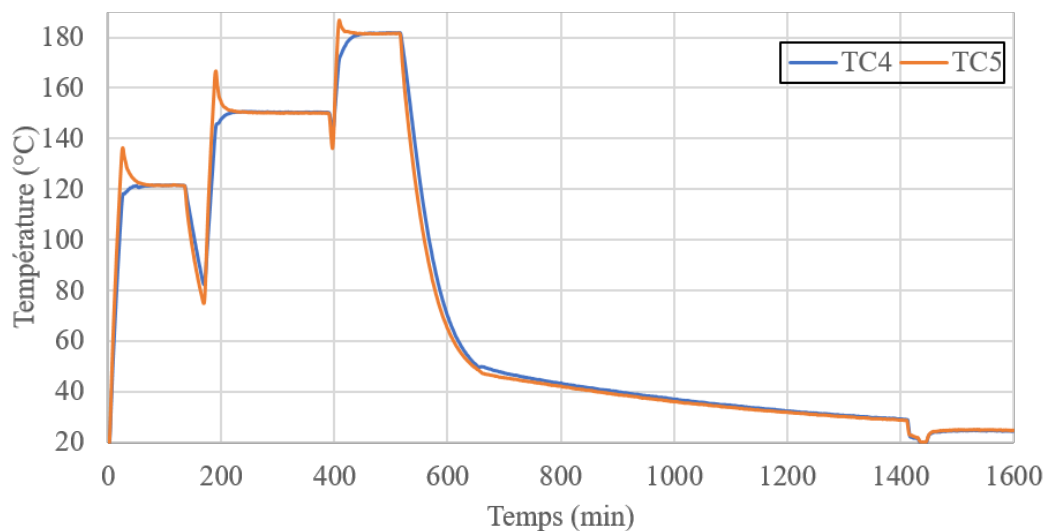


Figure G.6 Mesure de température des thermocouples 4 et 5 durant une procédure d'infusion sur l'outillage en PEI

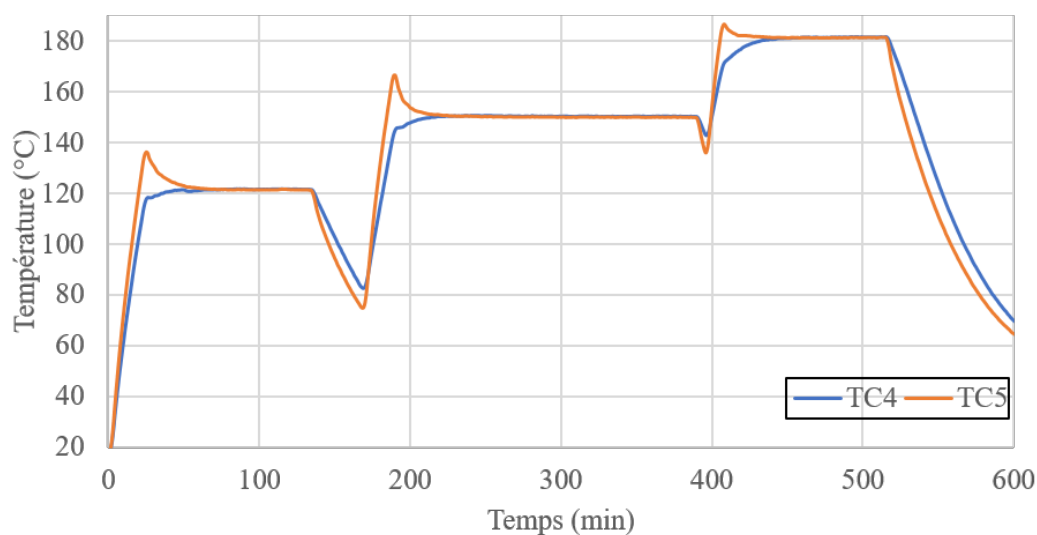


Figure G.7 Mesure de température des thermocouples 4 et 5 durant les 10 premières heures d'une procédure d'infusion

Sur les deux Figures, il est possible de reconnaître les températures de la procédure d'infusion. Il peut être remarqué que TC5 mesure une réponse plus rapide que TC4 durant les phases de transition. Cela est dû à la position relative de l'outillage et de ses thermocouples dans le four convectif. Néanmoins, il peut être conclu qu'il y a une uniformité thermique dans l'outillage. L'utilisation in situ d'une caméra thermique infrarouge serait une alternative intéressante à l'avenir pour voir les gradients thermiques dans l'outillage durant les phases transitoires. Avec

cela, une optimisation du placement de l'outillage dans le four pourrait enfin être envisagée.

ANNEXE H MESURE CMM DE L'OUTILLAGE EN PEI

Une mesure CMM de l'outillage en PEI a été effectuée avant et après plusieurs cycles d'infusions. La Figure H.1 montre un comparatif entre des mesures CMM effectuées avant et après plusieurs cycles d'infusion.

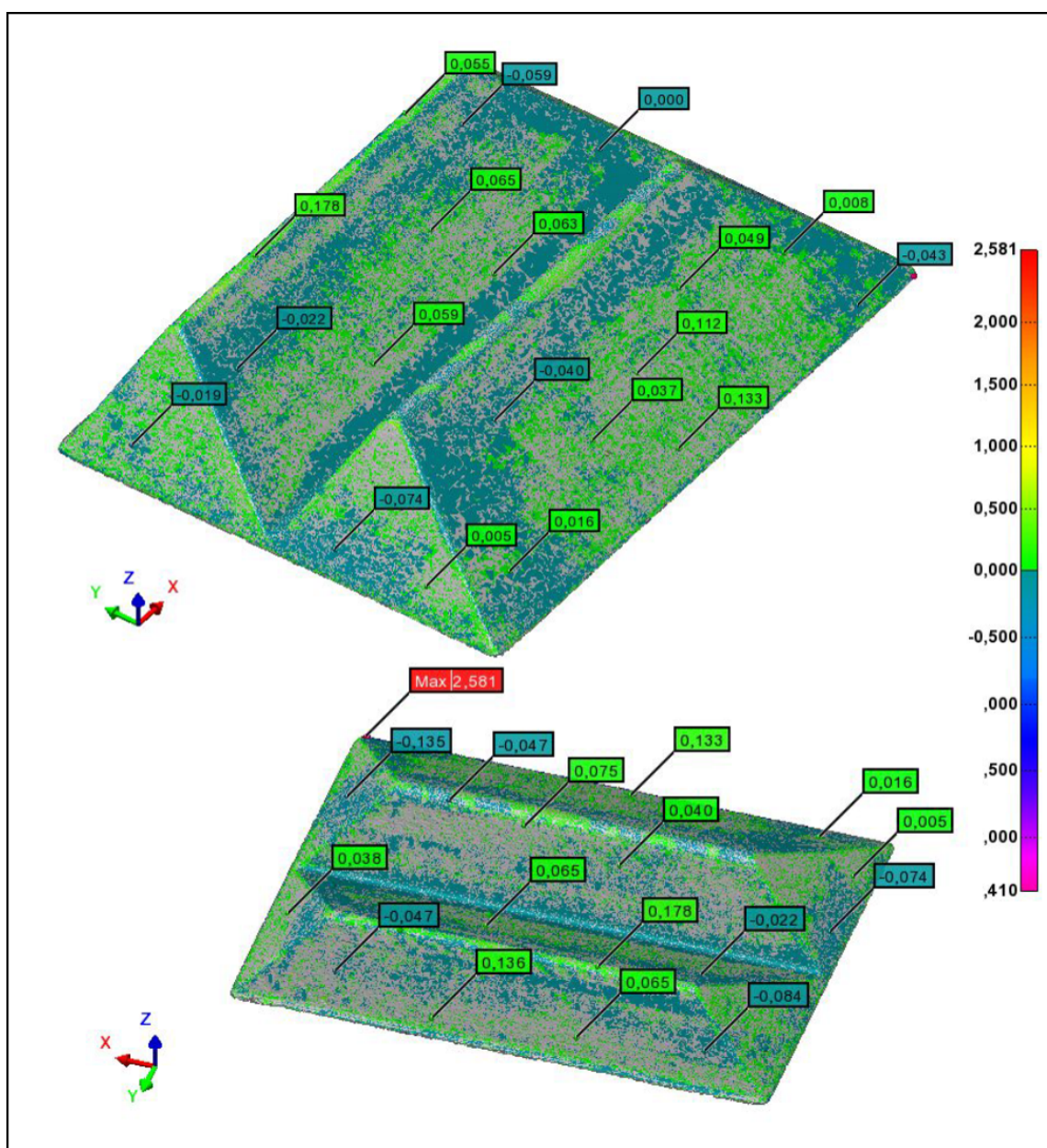


Figure H.1 Comparaison de l'outillage PEI avant infusion et après plusieurs infusions.

On remarque sur la Figure H.1, que l'écart maximal est de 2.581mm. Cela est présent sur

un point de mesure isolé, ce qui permet donc de l'ignorer. Il peut être observé sur la Figure H.1, que la plupart des points de mesure sont dans un intervalle de $\pm 0.1\text{mm}$. Le Tableau H.1 montre le récapitulatif de la comparaison des mesures CMM avant et après plusieurs infusions.

Tableau H.1 Récapitulatif de la comparaison des mesures avant et après des procédures d'infusion.

#Points	184613
Dev Mean	0,001
StdDev	0,082
Pts within +/- (1 * StdDev)	141009 (76.381%)
Pts within +/- (2 * StdDev)	176554 (95.635%)
Pts within +/- (3 * StdDev)	182077 (98.626%)
Pts within +/- (4 * StdDev)	183819 (99.570%)
Pts within +/- (5 * StdDev)	184275 (99.817%)
Pts within +/- (6 * StdDev)	184442 (99.907%)
Surface Out of Tol	0.027%

On voit que 184 613 points de mesures ont été relevés. L'écart moyen de ces mesures est de 0.001mm. L'écart type de la mesure est de 0.082mm. On remarque que 76% des points sont plus ou moins dans cet intervalle. Il peut donc être considéré que l'outillage n'a que peu subi de distorsions géométriques au fil des infusions.

ANNEXE I RÉSULTATS DES MESURES DE DISTORSIONS ANGULAIRES

Le Tableau I.1 montre les résultats complets de mesures des distorsions angulaires des cadres en Z infusés.

Tableau I.1 Résultats complets de mesures des distorsions angulaires des cadres en Z infusés

scan	moule	config	A1_1	A1_2	A1_3	A1_4	A1_5	A2_1	A2_2	A2_3	A2_4	A2_5
1	Alu	[0/60]_4	85,44	85,51	85,56	85,66	85,52	84,22	84,01	83,94	83,88	83,95
2	Alu	[0/60]_4	85,48	85,48	85,44	85,49	85,48	84,42	84,35	84,36	84,48	84,59
3	Alu	[0/60]_4	85,37	85,44	85,41	85,32	85,34	84,30	84,35	84,21	84,14	84,16
4	Alu	[0/60]_4	85,34	85,38	85,41	85,38	85,43	84,37	84,22	84,17	84,14	84,16
5	Alu	[0/45]_4	83,62	83,33	83,33	83,50	83,48	85,83	85,63	85,76	85,91	85,66
6	Alu	[0/45]_4	83,60	83,44	83,50	83,24	82,95	86,15	86,08	85,91	85,83	85,80
7	Alu	[0/45]_4	84,45	84,19	84,30	84,21	84,15	86,09	85,83	86,23	85,62	85,63
8	Alu	[0/45]_4	83,80	83,72	83,90	83,65	83,87	86,10	86,06	85,09	85,55	85,82
9	PEI	[0/60]_4	85,20	85,46	85,26	85,15	85,23	84,52	84,87	84,64	84,49	84,93
10	PEI	[0/60]_4	84,23	84,38	84,20	84,23	84,32	85,16	84,79	84,91	84,70	84,86
11	PEI	[0/60]_4	85,79	85,76	85,75	85,64	85,71	84,52	84,53	84,61	84,70	84,64
12	PEI	[0/60]_4	85,85	85,85	86,02	86,07	86,05	84,63	84,37	84,43	84,69	84,65
13	PEI	[0/45]_4	85,63	85,52	85,38	85,43	85,67	84,31	84,38	84,30	84,34	84,17
14	PEI	[0/45]_4	85,06	85,09	85,11	85,26	85,37	85,13	85,22	85,16	85,18	85,16
15	PEI	[0/45]_4	84,74	84,57	84,64	84,73	84,92	85,32	85,22	85,31	85,23	85,21
16	PEI	[0/45]_4	82,16	82,92	83,39	83,49	83,80	86,55	86,52	86,48	86,54	86,58

Les deux outillages utilisés, celui en aluminium et celui en PEI, sont rapportés dans la colonne 2. Les configurations de tresses utilisées sont aussi rapportées dans la colonne 3. Il y a au total 16 infusions, 4 pour chaque configuration d'outillage et empilement de tresses possible. On voit pour chaque scan les 5 mesures effectuées pour chaque angle. On ne voit pas à travers ces mesures (mesures 1 à 5 de l'angle A1 pour le scan 4 par exemple) une tendance de variation des angles.

Le Tableau I.2 compile les résultats de mesure d'angle effectués dans le Tableau I.1.

Tableau I.2 Résultats de mesures des distorsions angulaires des cadres en Z infusés. Les valeurs surlignées en rouges correspondent aux valeurs écartées.

scan	moule	config	Moyenne A1	Moyenne A2	Ecart type A1	Ecart Type A2	Spring in A1	Spring in A2
1	Alu	[0/60]_4	85,54	84,00	0,08	0,13	1,26	1,20
2	Alu	[0/60]_4	85,47	84,44	0,02	0,10	1,33	0,76
3	Alu	[0/60]_4	85,38	84,23	0,05	0,09	1,42	0,97
4	Alu	[0/60]_4	85,39	84,21	0,04	0,09	1,41	0,99
Moyenne			85,44	84,22	0,05	0,10	1,36	0,98
5	Alu	[0/45]_4	84,61	85,76	0,12	0,12	2,19	-0,56
6	Alu	[0/45]_4	83,34	85,95	0,26	0,15	3,46	-0,75
7	Alu	[0/45]_4	84,26	85,88	0,12	0,27	2,54	-0,68
8	Alu	[0/45]_4	83,79	85,73	0,11	0,42	3,01	-0,52
Moyenne			84,00	85,83	0,15	0,24	2,80	-0,63
9	PEI	[0/60]_4	85,26	84,69	0,12	0,20	1,54	0,51
10	PEI	[0/60]_4	84,27	84,89	0,08	0,17	2,53	0,31
11	PEI	[0/60]_4	85,73	84,60	0,06	0,08	1,07	0,60
12	PEI	[0/60]_4	85,97	84,56	0,11	0,14	0,83	0,64
Moyenne			85,31	84,68	0,09	0,15	1,49	0,52
13	PEI	[0/45]_4	84,91	84,30	0,12	0,08	1,89	0,90
14	PEI	[0/45]_4	85,18	85,17	0,13	0,03	1,62	0,03
15	PEI	[0/45]_4	84,72	85,26	0,13	0,05	2,08	-0,06
16	PEI	[0/45]_4	83,15	86,53	0,64	0,03	3,65	-1,33
Moyenne			84,49	85,31	0,26	0,05	2,31	-0,11

On retrouve les 16 infusions réalisées. En plus des moyennes calculées pour chaque angle avec leur écart type, leurs distorsions angulaires sont calculées. Cela correspond aux deux dernières colonnes. La couleur verte signifie que l'expérience d'infusion s'est bien déroulée et qu'aucune anomalie n'a été détectée sur les scans et la pièce fabriquée. Les mesures surlignées en rouges signifient que ces mesures sont aberrantes ou qu'un pépin technique est survenu durant la procédure d'infusion. Cela est le cas pour les infusions 5 à 8. L'infusion 10 possède une distorsion anormalement élevée pour l'angle A1 et plus faible pour l'angle A2 par rapport aux infusions 9, 11 et 12. Cette mesure est donc mise à l'écart. Il en est de même pour la mesure 16. Il a été décidé de ne pas mener d'examen plus poussé sur la cause de ces défauts.

ANNEXE J DIFFÉRENCE DE POLYMÉRISATION DES PIÈCES SUR LES OUTILLAGES EN ALUMINIUM ET EN PEI

La Figure J.1 montre l'évolution de la température pour les outillages en aluminium et en PEI pour un cycle de polymérisation. La Figure J.2 montre l'évolution du degré de polymérisation pour les deux outillages. Les deux outillages ont subi le même cycle de polymérisation dans un four à convection. Or, l'outillage en aluminium est plus massif. Cela pourrait résulter en un retard de polymérisation. Pour cela, un suivi temporel de la température de la pièce durant le cycle de fabrication a été réalisé. Ces données ont été implémentées dans le modèle de résine développé par le CTA (voir annexe K). Le résultat est présent sur les Figures J.1 et J.2. Un retard de 20min est observé sur l'atteinte du point de gel pour l'outillage en aluminium. De plus, un retard de la montée en température pour l'outillage en aluminium est constaté. Néanmoins à la vue de la Figure J.2, l'évolution du degré de polymérisation ne semble que peu affecté par cela.

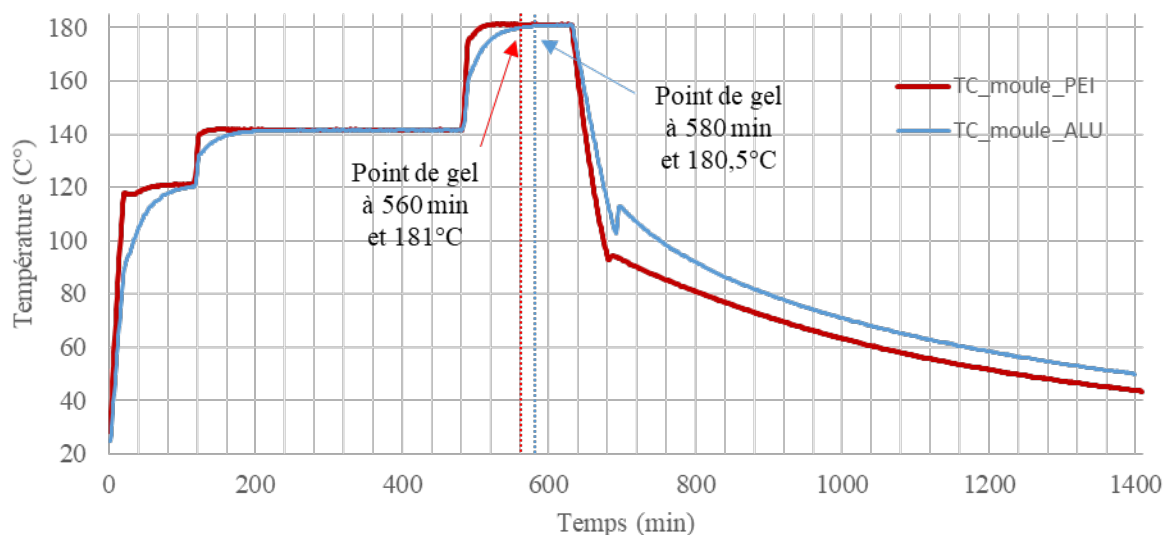


Figure J.1 Suivi thermique de la température selon l'outillage sur la pièce.

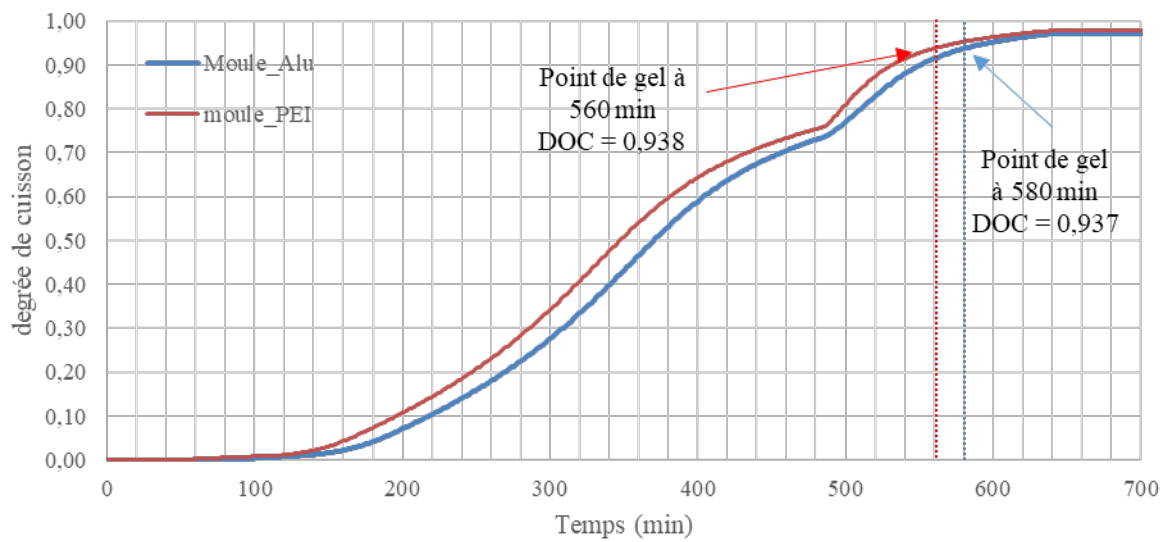


Figure J.2 Degré de polymérisation des tresses selon l'outillage utilisé.

ANNEXE K RAPPORT DE STAGE

**POLYTECHNIQUE
MONTREAL**

UNIVERSITÉ
D'INGÉNIERIE



RAPPORT DE STAGE :
DÉVELOPPEMENT D'UNE STRATÉGIE ROBUSTE D'INFUSION À
HAUTE TEMPÉRATURE D'UNE TRESSE SUR MESURE DE FIBRE
DE CARBONE ET D'UNE RÉSINE DE GRADE AÉRONAUTIQUE
CERTIFIÉE

BRAYMAND Matthieu

12 mai 2022

Remerciements

Je tiens à remercier le groupe CTA pour leur accueil et leur partage d'expertise, plus particulièrement François Lebel, Luc Pelletier et Hugo Dubreuil.

Je remercie également au gCTT Véronique Deronde et Patricia Forcier pour leur soutien.

Un grand merci à mon superviseur à Polytechnique Louis Laberge sans qui je n'aurais pas pris cette opportunité de ce stage.

Je suis également reconnaissant envers mes collègues du LabSFCA pour leurs expertises et nos discussions qui m'ont permis d'approfondir mes connaissances dans le domaine des composites.

Pour finir, merci aux organismes financeurs de ce projet : le Conseil de Recherche en Sciences Naturelles et en Génie (CRSNG) ainsi que le Fond de Recherche Nature et Technologie du Québec (FRQNT).

Table des matières

1	Introduction	6
1.1	Matériaux composites	6
1.2	Contexte du projet	7
2	Analyse organisationnelle	10
2.1	Acteurs du projet	10
2.2	Gestion du projet	11
3	Missions confiées	11
3.1	Développement d'un modèle de résine	11
3.2	Détermination de la stratégie d'infusion	19
3.3	Conclusion	31
4	Conclusion personnelle	31

Liste des tableaux

1	Description des lots de travail avec leur responsable	11
2	Valeur des coefficients pour calculer E/R. Les valeurs ont été arrondies par souci de lisibilité	15

Table des figures

1	Répartition des matériaux en volume dans un Airbus A350 XWB. Airbus.	6
2	Présentation de différentes morphologies de renfort et principe de fabrication d'un matériau composite. Mallick	6
3	Schéma du procédé de tressage (Monnot, Lévesque, & Laberge Lebel, 2017)	8
4	Schéma du principe du procédé d'infusion. Simacek et al 2012.	9
5	Mesures DSC pour calculer l'enthalpie de réaction sur trois échantillons de résine.	12
6	Mesure DSC typique pour mesurer l'enthalpie de réaction d'un échantillon de résine RTM890. Khoun.	13
7	Comparatif de mesures rhéologique, entre les mesures obtenues au CTA, ceux de Khoun et de Solvay. Mesure de l'évolution de la viscosité durant la polymérisation de la résine.	13
8	Comparatif des données expérimentales et les prédictions du modèle auto-catalytique développé par Hubert et al pour la cinétique de cuisson.	14
9	Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle Iso conversion avec le modèle de Khoun	16
10	Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales	16
11	Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales pour différentes rampes de chauffe	17
12	Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales pour plusieurs cas isothermes	18
13	Exemple de montage de thermocouple sur un moule en aluminium avec les résultats pour un maintien en température et une montée en température.	19
14	Exemple de montage utilisé pour le procédé d'infusion	20
15	Plaque de fibre de verre avec la stratégie d'infusion 1. A gauche avec un montage à un sac et à droite avec un montage à double sac.	21
16	Deux plaques de fibre de verre avec la stratégie d'infusion 2	22
17	Échantillons de résine ayant subi un cycle de cuisson. Dans chaque échantillon, un renfort différent a été placé. A gauche, l'échantillon avec le renfort en fibre de verre	23
18	Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 1	24
19	Schéma de l'évolution de l'épaisseur d'une préforme en fonction du temps durant une compaction	25
20	Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 3	25
21	Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 4	26

22	Montage pour infusion de tresse en Z	27
23	Tresses en Z infusées avec la stratégie 4.	28
24	Tresses en Z infusées avec la stratégie 4 modifiée.	29
25	Moule en PEI droit	30

1 Introduction

Dans les industries de pointe comme l'aéronautique, les matériaux composites sont de plus en plus omniprésents. Ces matériaux de par leur nature peuvent offrir des propriétés exceptionnelles inatteignables avec des matériaux plus conventionnels. Par exemple, dans un avion, des pièces structurelles en composites offrent les mêmes propriétés mécaniques avec un gain de poids. Cela permet des économies de carburant. Les manufacturiers d'avions comme Airbus ou Boeing sont à la pointe pour l'intégration de ces matériaux dans leurs produits. La figure 1 illustre parfaitement ce contexte, les matériaux composites sont de plus en plus présents dans les avions.

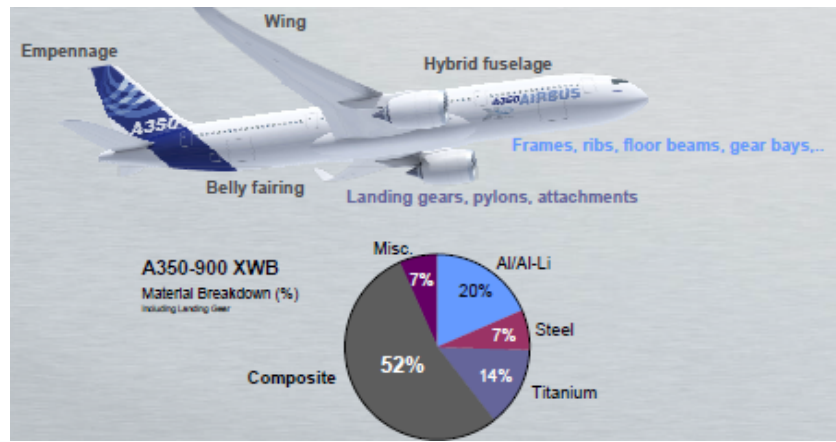


FIGURE 1 – Répartition des matériaux en volume dans un Airbus A350 XWB. Airbus.

1.1 Matériaux composites

Un matériau composite est d'après la norme ASTM D3878 [1] :

"a substance consisting of two or more materials, insoluble in one another, which are combined to form a useful engineering material possessing certain properties not possessed by the constituents"

Il s'agit d'une ou plusieurs phases discontinues dans une phase continue. Le matériau résultant est souvent orthotrope, c'est-à-dire que ses propriétés dépendent de la direction. La phase discontinue est appelée renfort et procure au matériau ses propriétés mécaniques. La phase continue appelée matrice joue le rôle de liant entre les différentes couches de renfort.

Les matériaux composites peuvent se classer par la nature de leur matrice, à savoir les matrices organiques, métalliques et céramiques. Seuls les

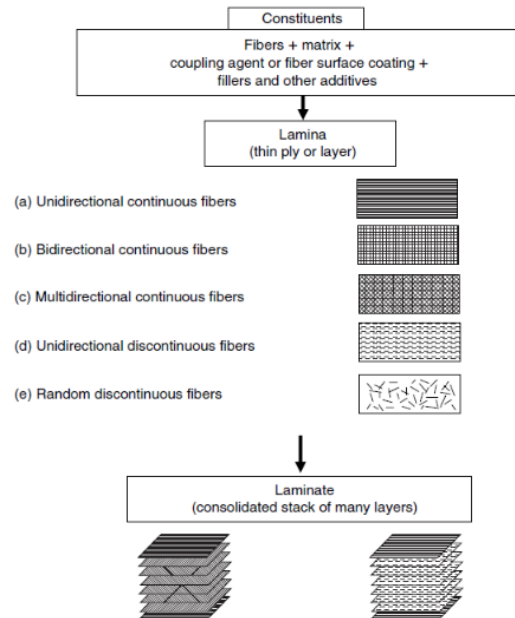


FIGURE 2 – Présentation de différentes morphologies de renfort et principe de fabrication d'un matériau composite. Mallick

composites à matrice organique, plus spécifiquement en polymère thermodurcissable, seront abordés. En général, les composites sont classifiés par la morphologie de leur renfort, ces derniers étant contributives des propriétés mécaniques, d'après Mallick [2] et Bertholot [3], cette classification est illustrée sur la figure 2. En empilant plusieurs plis d'un renfort, un laminé va se former. En jouant sur l'orientation de chaque pli, on joue sur les propriétés du matériau dans chacune des directions.

1.1.1 Fabrication

Il existe une panoplie de procédés de fabrication des matériaux composites. Ces méthodes sont différentes d'un procédé conventionnel tel l'usinage. Chacune d'entre elles est adaptée à la forme du renfort, de la nature de la résine, de la taille de série de pièces à fabriquer ou même de la forme de la pièce. Néanmoins, on pourrait extraire deux constantes dans ces procédés :

- Le placement du renfort
- Le dépôt de résine

Dans la plupart des cas, la fibre (renfort) est placée sur un moule selon des orientations particulières pour prendre en compte la spécificité mécanique de la pièce. Cette procédure est souvent manuelle, et donc la qualité de la pièce dépend de l'opérateur. Plusieurs couches sont appliquées pour créer le laminé (appelée aussi préforme) que l'on pourrait voir comme l'armature de notre matériau. On peut voir que cela implique une faible cadence ainsi qu'un problème de répétabilité. L'automatisation du placement des fibres est un enjeu primordial dans le développement des matériaux composites, spécifiquement en aéronautique.

Une fois les fibres placées, la deuxième étape consiste à imprégner le tout avec de la résine pour fixer la géométrie. Il s'agit la plupart du temps une résine thermodurcissable. La préforme dans un moule fermé, ou couverte d'un film plastique dans le cas d'un moule ouvert. Un vide peut être tiré et la résine est injectée. Une fois polymérisée (suite à une cuisson), la pièce est terminée. Des étapes de parachèvement peuvent être ajoutées par la suite.

Cette description est générique, il existe une panoplie de variantes selon la géométrie de la pièce, de la préforme, et de la résine utilisée et de l'échelle de production désirée. Il est possible que la préforme soit déjà imprégnée de la résine.

1.2 Contexte du projet

Aujourd'hui, les pièces structurelles primaires d'aéronef sont faites en fibre de carbone imprégnée de résine époxy. Le procédé de fabrication le plus utilisé est la cuisson de fibre de carbone préimprégné (prépreg) en autoclave. Des plis de fibre de carbone pré-imprégné avec une résine époxy sont déposés un par un sur un moule. Le tout est scellé dans un sac sous vide et est cuit dans un autoclave à pression et température contrôlées. Ce procédé à faible cadence de production et à coût d'outillage élevé a amené l'entreprise Bombardier Aero structure and Engineering Services à trouver des alternatives en termes de procédé de fabrication.

Pour ce faire, ces derniers ont amorcé un projet visant à développer leur savoir-faire dans la fabrication de matériaux composite. Ils se sont tournés vers le tressage avec un procédé moins onéreux s'orientant vers des plus petites séries.

1.2.1 Principe de fabrication

Le procédé de fabrication proposé dans ce projet est assez novateur, il propose d'utiliser comme renfort une tresse. Cette tresse sera mise en forme avec un procédé d'infusion.

Le tressage est un procédé permettant de placer les fibres à l'aide d'un métier à tisser de forme circulaire. Il est composé de bobines trames et chaînes (jusque 72 de chacune) tournant dans un sens opposé, suivant la piste circulaire. Un schéma du procédé de tressage est présent sur la figure 3. En tournant dans des sens opposés les bobines, chaînes et trames permettent d'entrelacer les torons autour d'un mandrin. Comme pour la plupart des matériaux composites, les caractéristiques mécaniques résultantes dépendent de l'angle de dépôt des fibres appelé ici angle de tressage.

Monnot et al [4], montrent que des pièces structurales tressées d'aéronef présentent un excellent potentiel. En effet, les préformes tressées présentent de bonnes propriétés de tolérance aux chocs et s'adaptent bien pour des géométries complexes. De plus, comme il s'agit d'un procédé automatisé, on peut en réduire la variabilité. Cela permettrait de réduire le nombre de pièces au rebut tout en augmentant la productivité. Il y a donc un gain substantiel du coût de production.

Le procédé d'infusion est un procédé qui consiste à infuser une préforme dans un moule donc un côté est rigide et l'autre est constitué d'un film plastique. Le principe de ce dernier est illustré sur la figure 4. Une fois la préforme réalisée (dans notre cas la tresse), elle est déposée sur le moule (2). Sur le moule est ajouté un média d'infusion pour faciliter le flux de résine ainsi que les points d'entrées et de sortie de résine (3). Le tout est scellé sous un film plastique (4) le vide est tiré par le point de sortie de résine. La résine tirée par le vide infuse la pièce (5). Les points d'entrée et de sortie de la résine sont fermés. Finalement la pièce cuit et est démoulée (6). Un exemple de montage réel est montré sur la figure 14.

Ce procédé a l'avantage d'être compatible avec un grand nombre de préformes. Il est particulièrement utilisé pour des applications maritimes ou du transport, les pales d'éoliennes sont par exemple obtenues avec ce procédé. Ce procédé a pour avantages d'être peu coûteux : l'outillage est simple, et le procédé nécessite peu d'investissement initial. Néanmoins, il requiert des consommables par pièces : sac, média d'infusion et tuyauterie. Il possède également un temps de cycle élevé, il est donc plus adapté pour des petites séries. Le procédé d'infusion produit des pièces avec un plus petit taux de fibre qu'un procédé RTM ou de cuisson en autoclave.

Dans le cas de notre projet, le but est de développer un moule en imprimé 3D fonctionnel pour infuser une tresse. Ce projet a plusieurs enjeux : montrer le potentiel de pièce structurale en fibre de carbone tressé et d'utiliser un moule imprimé 3D pour produire cette dernière. En

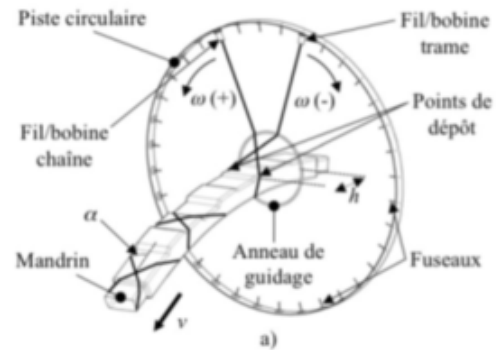


FIGURE 3 – Schéma du procédé de tressage (Monnot, Lévesque, & Laberge Lebel, 2017)

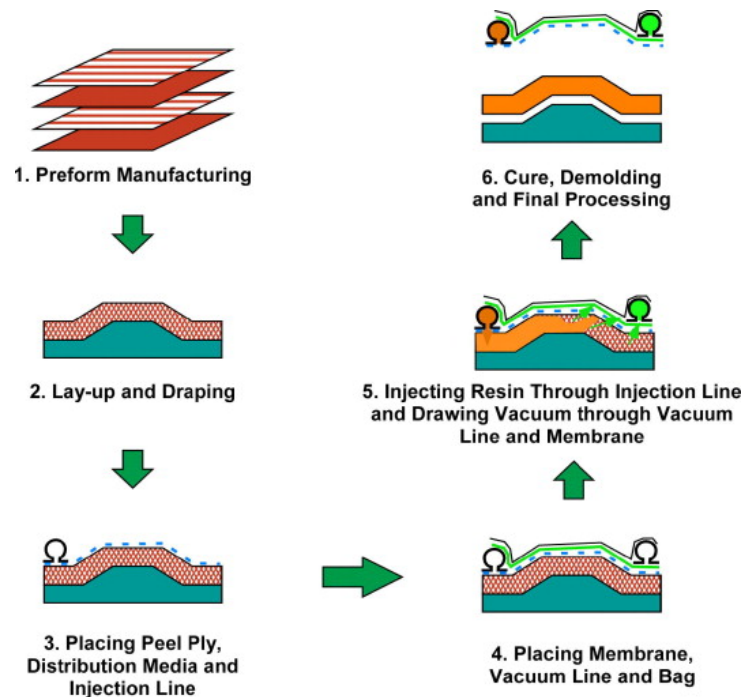


FIGURE 4 – Schéma du principe du procédé d'infusion. Simacek et al 2012.

effet, l'impression 3D présente des coûts de production faibles pour des très petites séries, ce qui s'allie parfaitement avec le procédé d'infusion. Ce procédé de fabrication peut trouver sa place parmi tous les procédés existants, notamment sur le prototypage ou la très petite production.

2 Analyse organisationnelle

Ce stage s'inscrit en parallèle d'un projet de maîtrise que je réalise au LabSFCA. Ce stage réalisé au CTA, a permis de suivre et de participer sur un autre aspect du projet, tout en baignant dans un milieu industriel.

2.1 Acteurs du projet

2.1.1 BAES

Bombardier Aero structure and Engineering Service (BAES) est le commanditaire initial du projet. Dans l'optique de rester compétitif dans le secteur de l'aéronautique, la compagnie cherche à développer son expertise dans les matériaux composites, plus particulièrement avec ce projet de cadre tressé par infusion. BAES a pour mission de définir le cahier des charges. Avec le contexte de la pandémie, BAES a quitté le projet en janvier 2020.

2.1.2 LabSFCA

Le Laboratoire de Structures de Fibres et de Composites Avancées (LabSFCA) est un laboratoire spécialisé dans le développement de structures composites. Son étendue d'expertise de matériaux composites va de la nanoéchelle à des macrostructures comme des pièces structurelles de véhicule. Le LabSFCA est dirigé par le professeur Louis Laberge Lebel. Ce laboratoire est associé à l'école Polytechnique de Montréal. Dans ce projet, le LabSFCA a en charge la réalisation de plusieurs modèles.



2.1.3 CTA

Le Centre Technologique en Aérospatiale (CTA) est un centre de transfert de technologie. Il comporte une soixantaine d'employés œuvrant dans plusieurs domaines autour de l'aéronautique dont les matériaux composites. C'est dans ses locaux à Saint-Hubert que sont réalisées les expériences liées à la procédure d'infusion. Il est en charge du développement des outillages et de la procédure de fabrication du cadre stressé.



2.1.4 gCTTG

Le Groupe Centre de Technologie Textile (gCTTG), est un centre de transfert de technologie. Il apportera au projet son expertise en textile pour application composite. Situé à Saint-Hyacinthe, le gCTTG réalisera les opérations et expérimentations liées au tressage du renfort.

2.2 Gestion du projet

Le projet géré par le LabSFCA et BAES a été découpé en six ensembles de tâches (Work Package – WP), ces derniers sont illustrés dans le tableau 1 ci-dessous. Chacun de ces lots de travail sont redécoupé en plus petits lots et placé dans un diagramme de Gantt. Ce planning permet un échelonnement du projet dans le temps.

Nom	Description	Responsable
WP 1	Définir les démonstrateurs et leurs requis	Tout le monde (BAES)
WP 2	Modéliser la tresse et son comportement mécanique	LabSFCA
WP 3	Développer l'automatisation du tressage	gCTTG et LabSFCA
WP 4	Développer l'outillage et le procédé d'infusion	CTA
WP 5	Fabriquer le démonstrateur	Tout les acteurs
WP 6	Définir les coûts	Tout les acteurs

Tableau 1 – Description des lots de travail avec leur responsable

Ce projet regroupant plusieurs acteurs géographiquement éloignés, il a été primordial de veiller à un bon flux des informations entre ces derniers. Une réunion mensuelle a été instaurée afin de suivre l'état d'avancement des lots de travail. Étant donné le contexte actuel de ce stage, elles se sont déroulées en visioconférence.

3 Missions confiées

Les missions de ce stage gravitaient autour du rôle du CTA dans ce projet. Les deux missions principales de ce stage étant :

- Développer la mise en route de la procédure , du dépannage de la stratégie.
- Développer un modèle complet de résine à partir de littérature et d'expériences menées.

3.1 Développement d'un modèle de résine

Les pièces sont obtenues par infusion, cependant la résine utilisée est une résine pour procédé RTM. Il s'agit de la résine RTM 890 de Cycom. Cette résine n'étant pas conçue pour l'infusion, où la pression est moins importante qu'en procédé RTM, est plus visqueuse qu'une résine pour infusion. D'après Solvay le manufacturier, la RTM 890 fonctionne pour une procédure d'infusion mais trop peu d'informations ont été partagées à ce sujet. Le choix de cette résine a été imposé par BAES car il s'agit d'une résine de grade aéronautique certifiée pour des pièces structurelles d'aéronef. Cette résine présente d'autant plus de bonnes propriétés mécaniques.

D'après la fiche technique de la résine, une procédure de cuisson pour un procédé RTM est proposée. Néanmoins, elle ne nous donne pas d'informations sur le degré de cuisson de la résine, il y a donc peu de flexibilité sur la procédure proposée. Il est donc nécessaire de développer un modèle qui donnera en aval un aperçu du degré de cuisson.

3.1.1 Etat de vieillissement de la résine

La résine utilisée a dépassé sa date d'expiration. Néanmoins, elle a été stockée dans les conditions recommandées par Cycom à savoir -18°C . L'enjeu est de déterminer si la résine a subi des traces de vieillissement, c'est-à-dire si elle a commencé à polymériser. Pour cela, une mesure par DSC (Calorimétrie différentielle à balayage) a été effectuée sur trois échantillons. L'appareil utilisé est un TA instruments DSC250 avec une rampe de $2\text{C}/\text{min}$. En mesurant l'enthalpie de réaction ΔH_r , il est possible de déterminer si la résine est déjà dans un état de polymérisation avancé. Nos mesures seront comparées avec la thèse de Lolei Khoun. Les résultats sont illustrés sur la figure 5 ci-dessous.

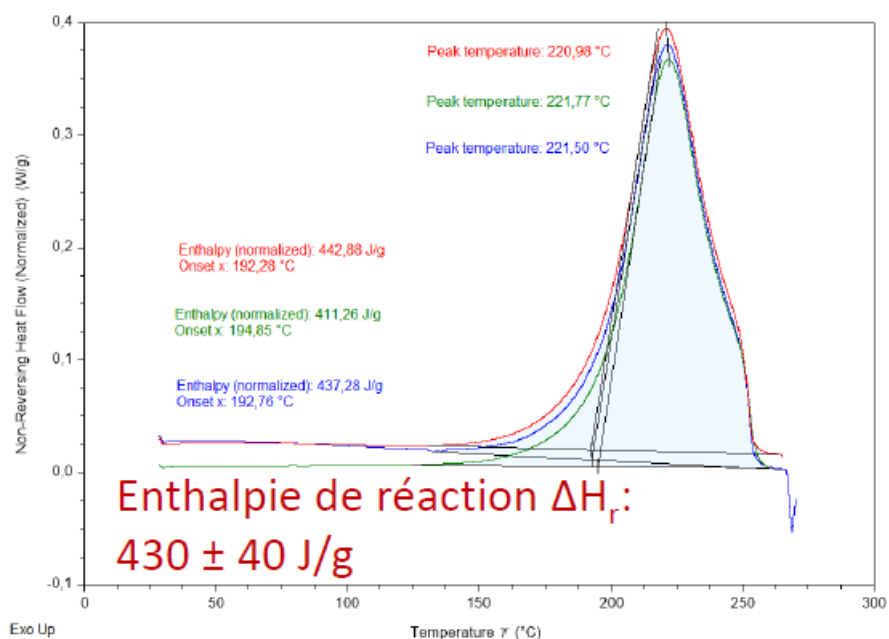


FIGURE 5 – Mesures DSC pour calculer l'enthalpie de réaction sur trois échantillons de résine.

La figure 6 étant le point de comparaison. Il n'y a pas eu de données issues de Solvay pour comparer. On peut conclure que d'après les données DSC, il n'y a pas de trace significative de vieillissement.

Une mesure rhéologique a été effectuée pour mesurer le temps de gel. L'appareil utilisé est un TA Instruments DHR-2, une géométrie plan-plan de diamètre 25mm avec un espacement de $1000\mu\text{m}$ a été utilisée. Une rampe de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ sur une plage de 18 à 230°C à une fréquence de 1Hz avec une déformation de 15% ont été retenues pour cette mesure.

D'après la figure 7, on observe que par rapport aux deux points de comparaison, il n'y a pas d'écart significatif sur le temps de gel de la résine. D'après les mesures rhéologiques, on peut conclure qu'il n'y a pas de trace significative de vieillissement.

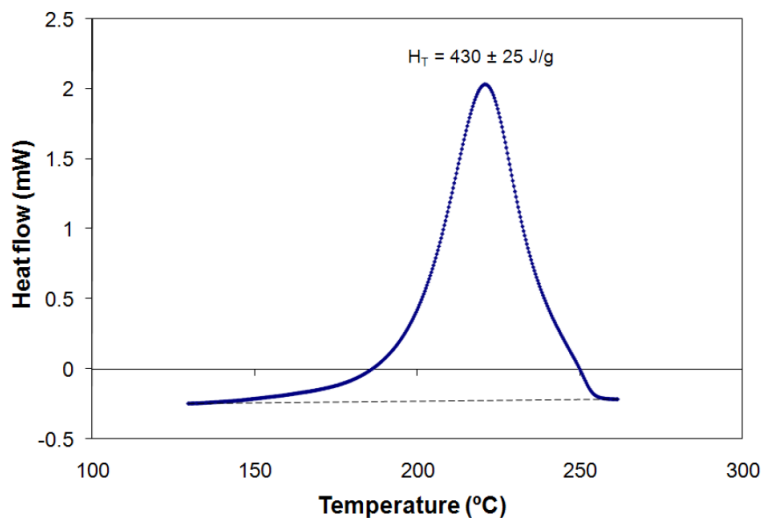


FIGURE 6 – Mesure DSC typique pour mesurer l’enthalpie de réaction d’un échantillon de résine RTM890. Khoun.

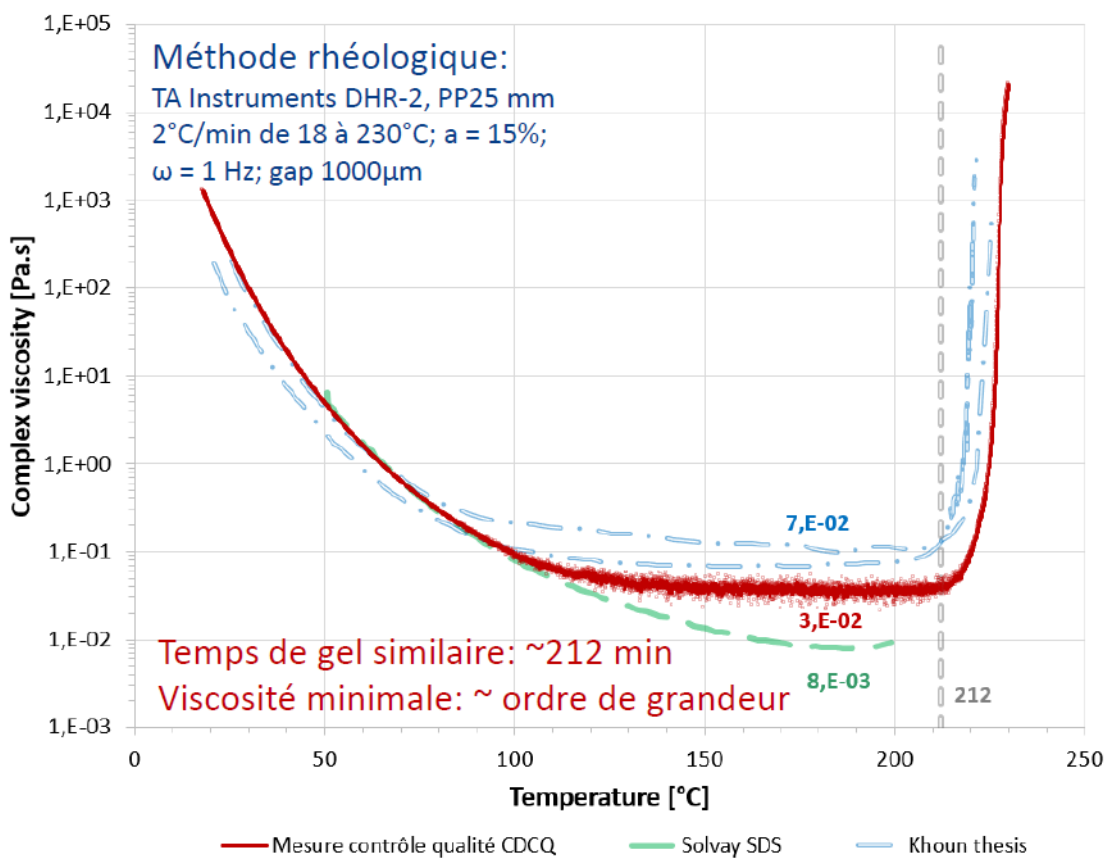


FIGURE 7 – Comparatif de mesures rhéologique, entre les mesures obtenues au CTA, ceux de Khoun et de Solvay. Mesure de l’évolution de la viscosité durant la polymérisation de la résine.

A travers deux méthodes pour quantifier le vieillissement de la résine, nous pouvons avancer que la résine à disposition est adéquate pour les procédures de débogage d'infusion.

3.1.2 Développement du modèle

Un modèle de cuisson de la résine a été développé à partir de la thèse de Lolei Khoun [5], cette thèse porte en partie sur la caractérisation de la résine RTM 890. Le modèle doit avoir en variables d'entrée :

- Une température initiale
- Des températures de plateau (en degrés Celsius)
- Un temps de maintien de plateau
- Une rampe indiquant la vitesse ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) de chauffe pour atteindre chaque plateau

Ces variables correspondent aux paramètres du procédé d'infusion sur lesquels on peut jouer pour une optimisation.

Deux modèles de résines sont proposés. Le premier est un modèle de cuisson auto catalytique avec un facteur de diffusion développé par Hubert et al. Ce modèle correspond à l'équation suivante :

$$\ln\left(\frac{d\alpha}{dt}\right) = k \frac{\alpha^m (1 - \alpha)^n}{1 + \exp[C(\alpha - (\alpha_{C0} + \alpha_{CT}T))]} \quad (1)$$

Avec k une constante suivant une loi d'Arrhenius fonction de la température comme suit :

$$k = A \exp\left(\frac{-E_{\alpha}}{RT}\right) \quad (2)$$

Les constantes $A, E_{\alpha}, n, m, C, \alpha_{C0}$ et α_{CT} sont à déterminer expérimentalement. D'après Khoun, ce modèle présente une bonne corrélation avec les données expérimentales. On peut voir cela sur la figure 8 où l'on peut observer le taux de réaction en fonction du temps. Le modèle prédit ici plutôt fidèlement le taux de réaction jusqu'à 190°C et 220°C respectivement pour les rampes de $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ et $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Il prédit ensuite une plus grande réduction du taux de réaction.

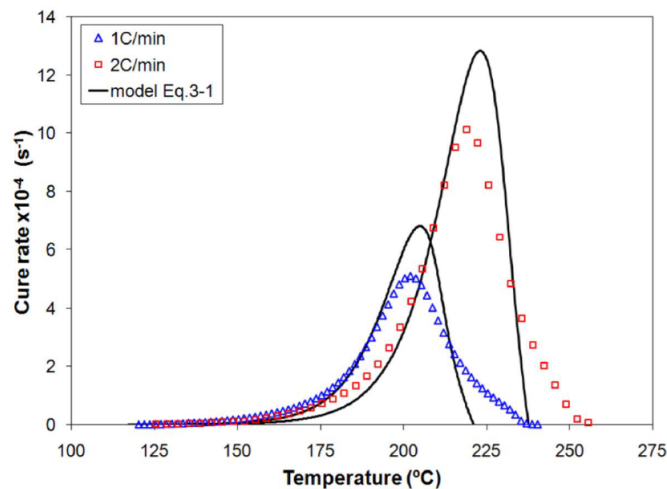


FIGURE 8 – Comparatif des données expérimentales et les prédictions du modèle auto-catalytique développé par Hubert et al pour la cinétique de cuisson.

La qualité du modèle a été jugée non suffisante, et pouvant être améliorée. De plus, ce dernier bénéficie de moins de flexibilité pouvant laisser un doute sur sa fiabilité. En effet, durant la procédure de cuisson, il sera possible de changer de vitesse de cuisson ou du maintien en température : ce modèle ne sera pas assez flexible pour ces applications.

Le modèle retenu est un modèle iso-conversion. Il correspond à l'équation 3. Cette méthode présentée par VVyazovkin et al.[6] fait partie des méthodes recommandées par le Kinetics Committee of the International Confederation for Thermal Analysis and Calorimetry (ICTAC)

$$\ln(\dot{\alpha}) = \ln(A\alpha) - \frac{E_{\alpha}}{RT} \quad (3)$$

On peut voir que ce modèle fait l'hypothèse d'un comportement selon une fonction d'Arrhenius. Ce modèle ressemble à la méthode Osawa (ASTM E698), néanmoins, il diffère dans la détermination de l'énergie d'activation. Le modèle iso-conversion fait une régression d'ordre 3 par morceau sur cette dernière. Cela requiert en contrepartie plusieurs mesures DSC afin de définir les constantes permettant cette régression. L'énergie d'activation E se définit selon l'équation 4.

Des mesures de DSC suivant sept rampes de températures, à savoir 0.5, 1, 2, 3, 4, 5 et 10Kmin.

$$\frac{E(\alpha)}{R}(x) = \begin{cases} a_{1,0} * (\alpha)^0 + a_{1,1} * (\alpha)^1 + a_{1,2} * (\alpha)^2 + a_{1,3} * (\alpha)^3 \text{ si } \alpha \leq P_1 \\ a_{2,0} * (\alpha - P_1)^0 + a_{2,1} * (\alpha - P_1)^1 + a_{2,2} * (\alpha - P_1)^2 + a_{2,3} * (\alpha - P_1)^3 \text{ si } \alpha \leq P_2 \\ a_{3,0} * (\alpha - P_2)^0 + a_{3,1} * (\alpha - P_2)^1 + a_{3,2} * (\alpha - P_2)^2 + a_{3,3} * (\alpha - P_2)^3 \text{ si } \alpha \leq P_3 \\ a_{4,0} * (\alpha - P_3)^0 + a_{4,1} * (\alpha - P_3)^1 + a_{4,2} * (\alpha - P_3)^2 + a_{4,3} * (\alpha - P_3)^3 \text{ si } \alpha \leq P_4 \\ a_{5,0} * (\alpha - P_4)^0 + a_{5,1} * (\alpha - P_4)^1 + a_{5,2} * (\alpha - P_4)^2 + a_{5,3} * (\alpha - P_4)^3 \text{ si } \alpha \leq P_5 \end{cases} \quad (4)$$

Les valeurs des coefficients de l'équation 4 sont spécifiées dans le tableau 2.

i	P_i	$a_{i,0}$	$a_{i,1}$	$a_{i,2}$	$a_{i,3}$
1	0,0055	1.0115 E+4	-1.0135E+6	1.7623 E+8	-1.0521E+10
2	0,0680	8.1189E+3	-29659E+4	4.8721E+5	-2.6359E+6
3	0,7562	7.5248E+3	3.5328E+2	-6.9536E+3	1.8858E+5
4	0,9690	8.366E+3	7.7265E+3	1.7667 E+4	1.8858E+5
5	1	1.2621E+4	4.0854E+4	1.3804E+5	-2.1916E+8

Tableau 2 – Valeur des coefficients pour calculer E/R. Les valeurs ont été arrondies par souci de lisibilité

Le terme $\ln(A\alpha)$ de l'équation 3 bénéficie d'une régression du même type que l'énergie d'activation (voir équation 4 et tab. 2). Sur la figure 9 on peut voir l'évolution de l'énergie d'activation ainsi que $\ln(A\alpha)$ en fonction du degré de cuisson. On a en comparatif l'énergie d'activation tirée de Khoun [5]. On peut voir que le modèle d'iso conversion permet de capturer la complexité de la réaction de polymérisation. En comparant notre modèle avec celui réalisé par Vyazovkin et al. [6], nous sommes cohérents avec la littérature scientifique.

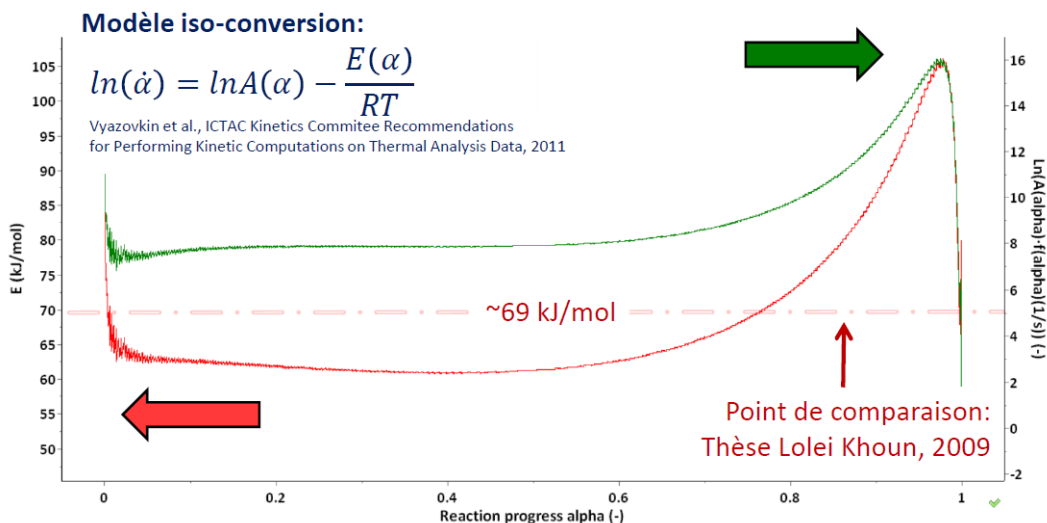


FIGURE 9 – Comparatif de l’évolution de l’énergie d’activation du modèle Iso conversion avec le modèle de Khoun

En comparant, les données expérimentales avec le modèle sur la figure 10, on voit que les coefficients présents dans le tableau 2 sont bien calibrés et permettent une bonne concordance.

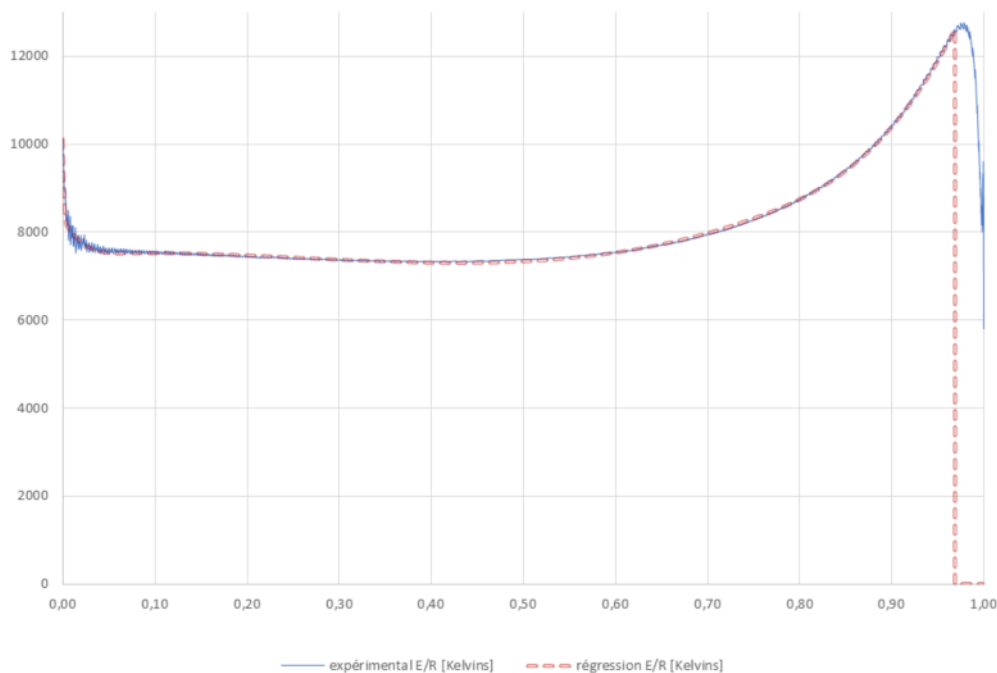


FIGURE 10 – Comparatif de l’évolution de l’énergie d’activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales

Finalement, pour valider le modèle, une confrontation entre des données expérimentales et le modèle sont à faire. Pour cela, deux cas de figure ont été présentés. Le premier est un

cas de balayage en température avec une rampe en température constante. Ces résultats sont présents sur la figure 11. Le deuxième cas fait subir aux échantillons une isotherme, ces résultats sont présents sur la figure 12.

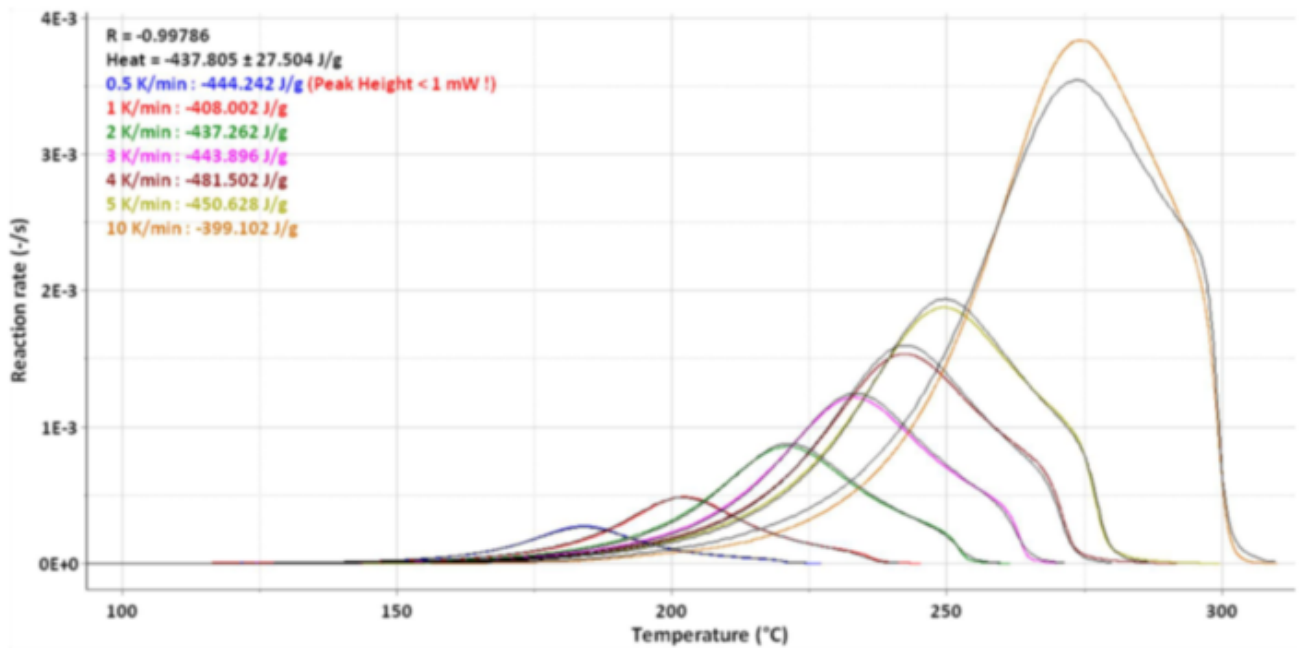


FIGURE 11 – Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales pour différentes rampes de chauffe

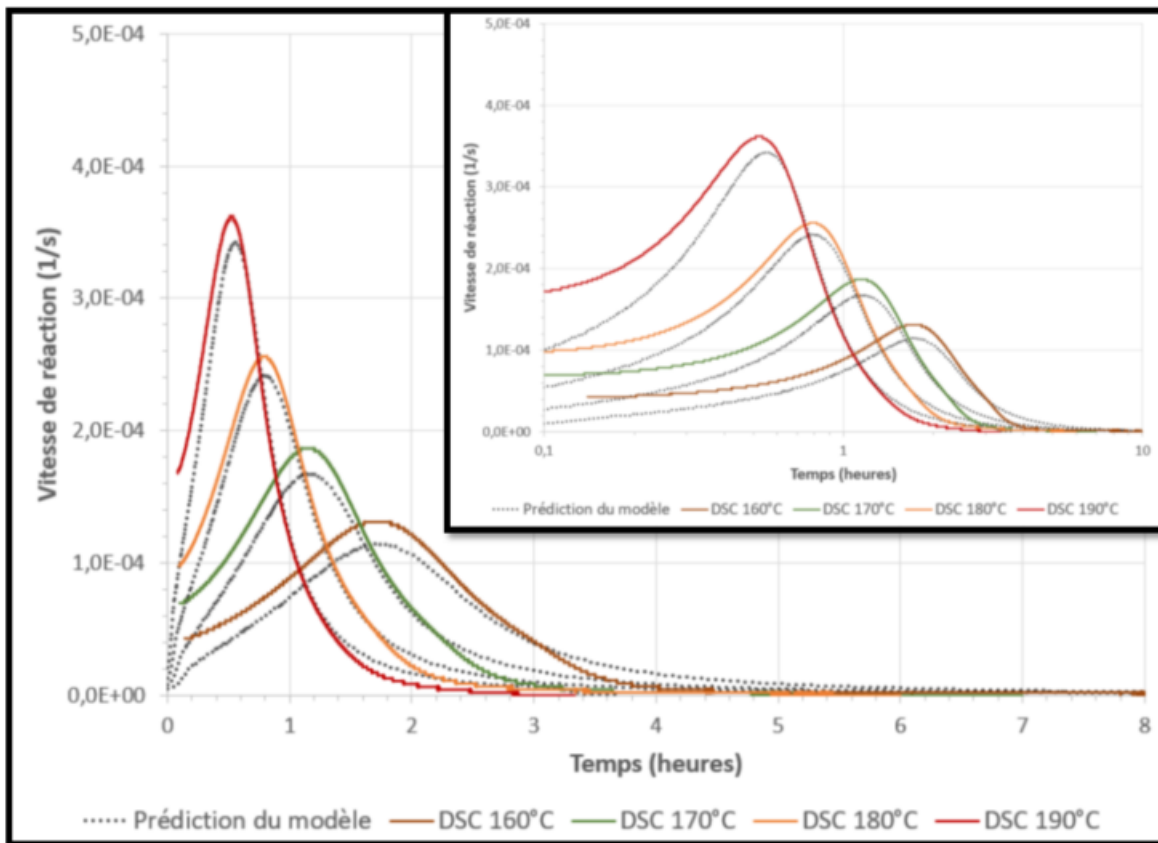


FIGURE 12 – Comparatif de l'évolution de l'énergie d'activation du modèle iso conversion avec les données expérimentales pour plusieurs cas isothermes

En conclusion le modèle de résine pour la Cycom RTM890 a été validé et jugé fiable par l'équipe.

3.1.3 Autres sorties du modèle

La pierre angulaire du modèle est la prévision du degré de cuisson en fonction du temps, avec en entrée une commande de temps et de température. A partir du degré de cuisson, il est possible de déterminer d'autres sorties comme la viscosité, la température de transition vitreuse, ou le module de rigidité de la résine.

Le modèle a été enrichi pour calculer au cours du procédé le retrait volumique, l'expansion thermique, la température de transition vitreuse, la viscosité et le module de rigidité de la résine. Ces sorties du modèle ne sont pas présentées car ils ne contribuent pas à la stratégie de débogage bien qu'ils apportent des informations essentielles sur l'état de la résine et pour la cuisson de cette dernière.

3.2 Détermination de la stratégie d'infusion

Les consommables du cycle de cuisson et la stratégie d'infusion sont à définir. L'enjeu est de trouver un temps de procédé le plus court possible avec une pièce totalement cuite et sans porosité. Un temps de procédé court, signifie une plus grande cadence de production et ainsi un coût par pièce réduit.

3.2.1 Uniformité thermique des outillages

Pour chaque moule utilisé, un test d'uniformité thermique a été effectué. Cela permet de s'assurer qu'il n'y a pas de gradient thermique sur les zones d'intérêt du moule. Pour cela des thermo-couples sont disposés sur l'outillage à différents endroits puis un cycle de température est lancé. Cela permet non seulement de voir les possibles gradients thermiques, mais également de voir les retards thermiques dans le temps liés notamment à la convection, et la capacité thermique du matériau du moule. Sur la figure 13, on peut voir un montage utilisé sur un moule en aluminium ainsi que les mesures pour chaque thermocouple. Le moule est posé sur un four Pyradia, qui est une "plaque chauffante". Une montée en température et un maintien à 180°C ont été effectués. Sur la montée en température, il y a un écart maximal de 5°C, comme les montées en températures sont des phases transitoires dans notre procédé, cela n'est pas significatif. Durant le maintien en température, une fois la température de 180°C est atteinte par tous les capteurs, on observe un écart maximal de 1,1°C. Sur ces résultats, on peut conclure qu'il y a une uniformité thermique du moule.

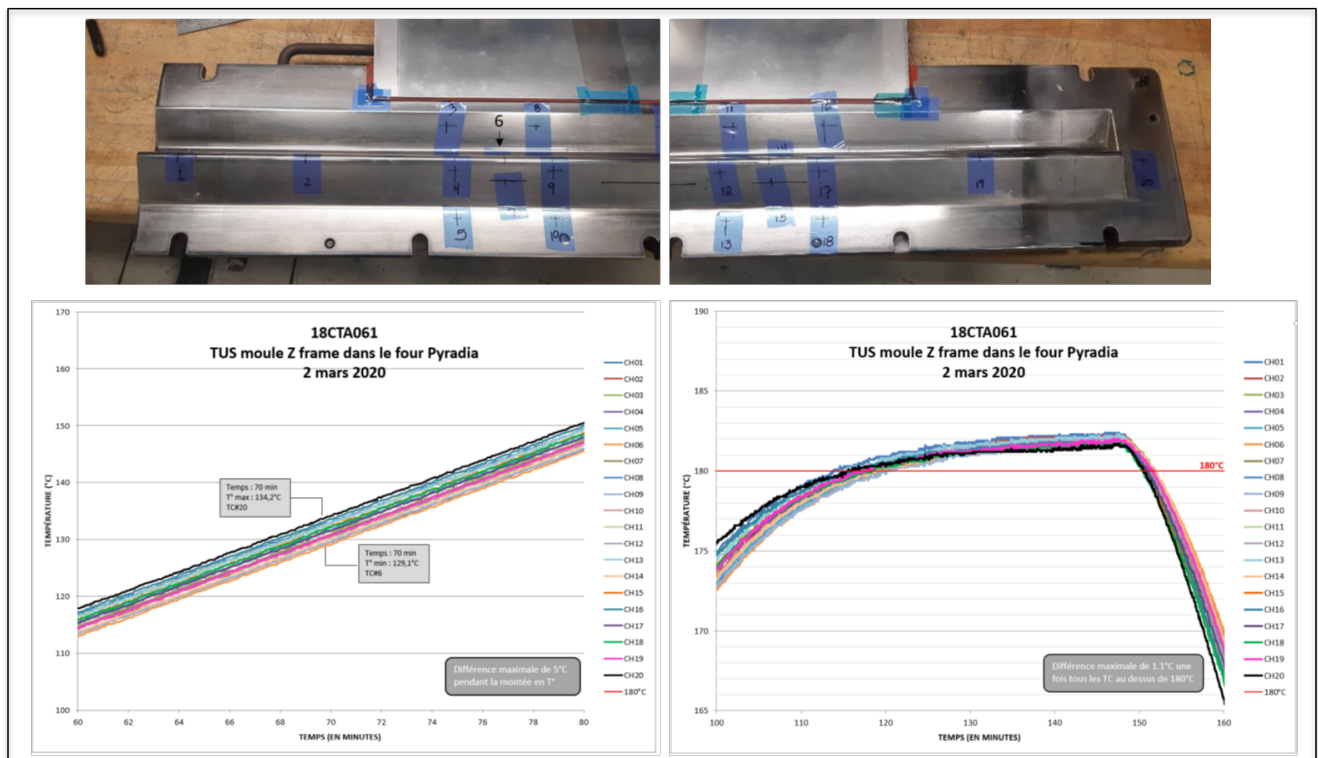


FIGURE 13 – Exemple de montage de thermocouple sur un moule en aluminium avec les résultats pour un maintien en température et une montée en température.

La même manipulation est effectuée pour les autres moules. Lors du changement du four Pyradia pour un four à chaleur convectif, cette expérience est re effectuée, le protocole ayant changé.

3.2.2 Infusion avec des renforts de fibre de verre

Pour les premiers essais d'infusion, il a été choisi de simplifier au maximum le procédé et de le complexifier au fur et à mesure. Cela permet de rendre le débogage plus simple. En effet, les porosités peuvent avoir plusieurs origines difficilement identifiables.

Il a été choisi d'infuser en premier lieu des plaques avec un renfort en fibre de verre. L'avantage d'utiliser un tel renfort est de pouvoir identifier visuellement les porosités par transparence à travers une lumière. Par la suite, des géométries plaque avec un renfort en fibre de carbone seront infusées, puis sur un moule en Z en aluminium, puis en imprimé 3D pour enfin réaliser une infusion sur un moule courbé imprimé 3D.

Remarque : Les infusions présentées ne sont pas présentées par ordre chronologique mais par forme/renfort. Il est donc possible qu'une tresse en Z soit infusée avant une plaque tressée.

Le principe de l'infusion est schématisé sur la figure 4. Sur la figure 14, on peut apercevoir un montage d'infusion pour une plaque avec comme renfort un tissu de fibre de verre. Les consommables utilisés sont des consommables d'infusions standards, conformes aux températures utilisées. Certains équipements comme le ruban scellant sont de grade aéronautique.

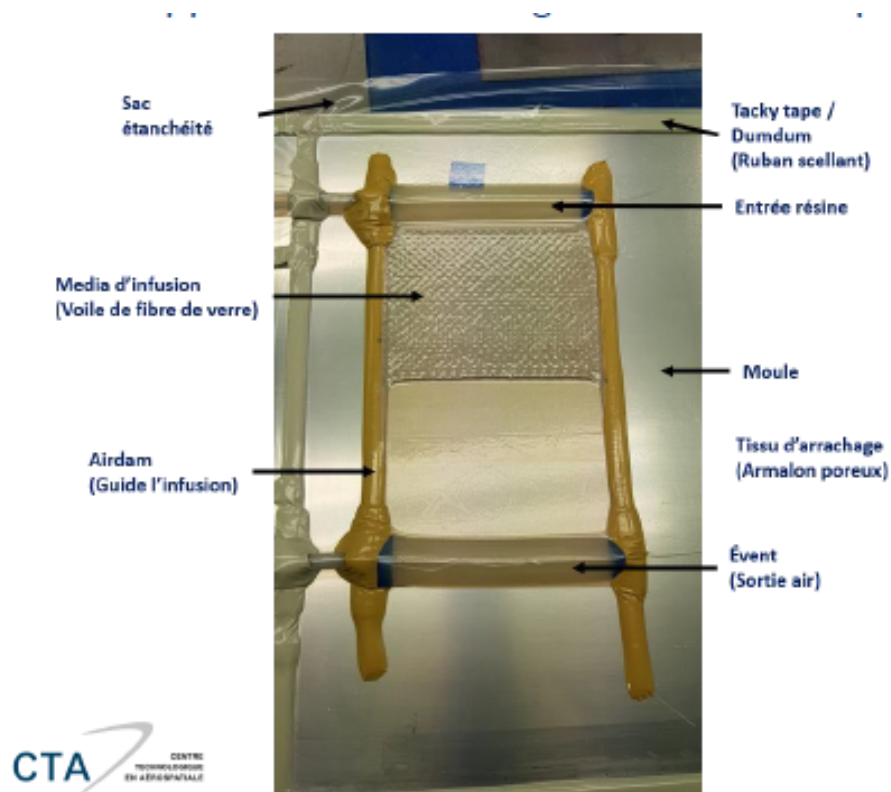


FIGURE 14 – Exemple de montage utilisé pour le procédé d'infusion

Pour la première infusion il a été décidé de prendre les recommandations du manufacturier de la résine. Nous l'appellerons **Stratégie 1**. Elle est détaillée ci-dessous.

1. Dégazage : 95°C pour 2 heures
2. Pot et conduites d'alimentation maintenus à 90-100°C
3. Outillage maintenu à 120°C durant l'infusion/injection infusion à 15 psi
4. Montée en température jusqu'à 18°C à 1.5-2°C/min
5. Cuisson pour 2 heures à 180°C * Fermeture de la cavité d'infusion aux ports d'entrée et de sortie de la résine

Cette recommandation est faite pour un procédé RTM, où les pressions en jeu sont plus importantes, la recommandation " Maintien d'une pression de bourrage à environ 90 psi jusqu'à atteinte du point de gel" ne peut pas être tenue.

Le résultat de la première infusion est présent sur la figure 15. On peut voir sur la photo de gauche des porosités. La première hypothèse retenue est que cette porosité est due à une micro fuite du sac : en effet, elle se trouve sur le côté du guide d'infusion. Pour vérifier cette hypothèse, il a été choisi de faire une infusion avec un double sac. Cela consiste à faire un sac d'étanchéité par-dessus le montage. Dans ce sac, on tire un vide à -28psi. Suite à la manipulation, on a obtenu la plaque sur la figure 15 à droite. On observe plus de porosité que lors de l'infusion avec un simple sac. Une inspection des consommables a été effectuée. S'il y avait eu une fuite, de la résine aurait été aperçue dans le second sac. L'inspection des consommables n'a dévoilé aucune fuite visible de résine ou d'entrée d'air.

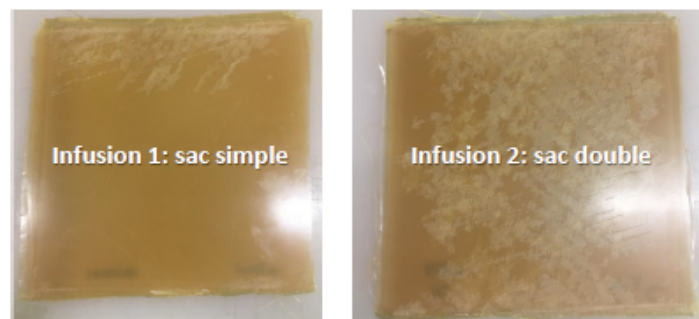


FIGURE 15 – Plaque de fibre de verre avec la stratégie d'infusion 1. A gauche avec un montage à un sac et à droite avec un montage à double sac.

La seconde hypothèse avancée est que durant la cuisson, il y a un dégagement de produits volatils. Durant cette dernière, des bulles se forment dans le composite et n'ont pas le temps de remonter à la surface. Elles se font donc capturer par la gélification de la résine, le cycle étant court. Il a été décidé d'ajouter un "soak" c'est-à-dire un plateau intermédiaire avant la cuisson. Ce dernier permet aux bulles de s'échapper. Ce nouveau cycle appelé **Stratégie 2** est détaillé ci-dessous.

1. Dégazage : 95°C pour 2 heures
2. Pot et conduites d'alimentation maintenus à 120°C
3. Outillage maintenu à 120 °C durant l'infusion/injection infusion à 15psi

4. Montée en température jusqu'à 150°C à 1.5-2°C/min
5. Plateau pour 4 heures à 150°C
6. Montée en température jusqu'à 180 °C à 1.5 2°C/min
7. Cuisson pour 2 heures à 180°C. Fermeture de la cavité d'infusion aux ports d'entrée et de sortie de la résine

Les plaques résultantes sont sur la figure 16. Deux infusions avec un sac simple ont été effectuées. On observe une nette réduction de la porosité avec une inspection visuelle. Cependant, en regardant plus attentivement les renforts, on observe toutefois de la porosité (non visible sur la figure16). La qualité des plaques produite a été jugée non satisfaisante par l'équipe pour une pièce aéronautique.

D'autres infusions (trois) ont été réalisées, en changeant soit le pallier (2h à 170°C, ou en jouant sur les vannes d'entrées et de sortie de résine. Elles n'ont montré aucune amélioration notable. Prendre un pallier plus bas en température avec un temps plus long, aurait rendu le procédé moins séduisant par rapport à d'autres alternatives.

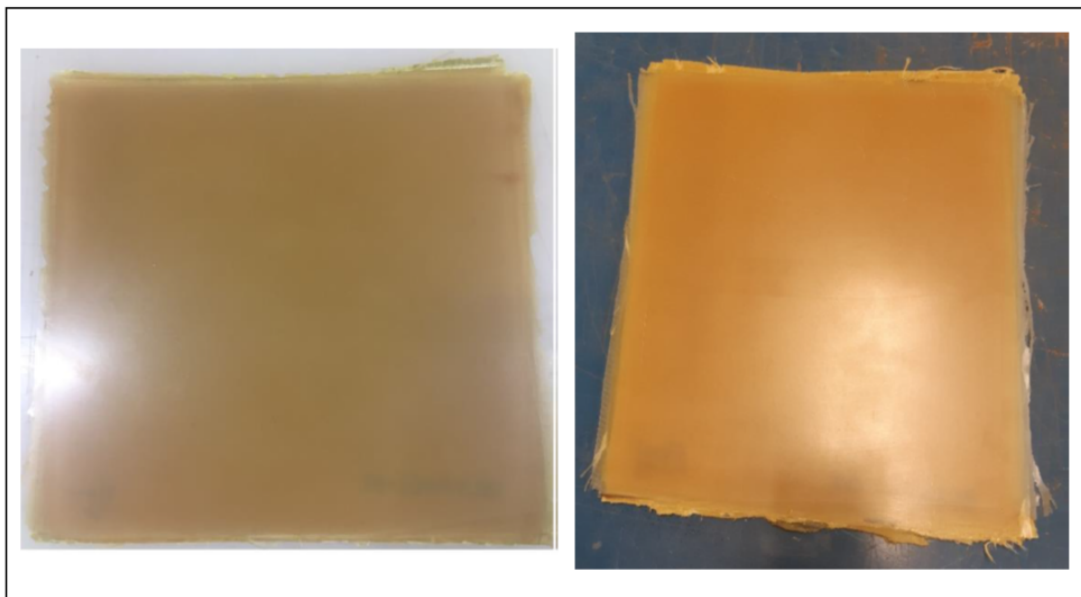


FIGURE 16 – Deux plaques de fibre de verre avec la stratégie d'infusion 2

Suite à une recherche sur les potentielles causes de porosité des plaques, une hypothèse de l'impact du renfort sur le dégazement de la résine a été émise. Le renfort pourrait impacter la porosité de deux manières : l'humidité ou le "sizing". L'humidité formerait de la vapeur d'eau à l'origine de ces bulles. Le "sizing" correspond au traitement de surface que reçoivent les fibres afin qu'elles présentent une meilleure adhérence (mouillabilité) avec la résine. L'hypothèse du "sizing" est jugée la moins probable, car ce renfort a été utilisé avec succès avec la résine RTM6 qui est assez similaire à celle utilisée. Pour cela, il a été choisi de faire cuire différents échantillons de notre résine dans un four sous vide. Dans chacun de ces échantillons, un morceau de renfort différent a été déposé. Nous avons les cas de figure suivant :

- Résine seule (témoin)
- Résine avec un renfort de fibre de verre
- Résine avec fibre de carbone
- Une résine spécifique à l'infusion (témoin bis)

Sur ces échantillons, le cycle de cuisson est celui de la stratégie numéro 2. Cette dernière ayant présenté les meilleurs résultats. Durant le cycle, un relevé de température et de vide a été effectué toutes les 10 minutes ainsi qu'une observation des échantillons. Les échantillons après la cuisson sont sur la figure 17

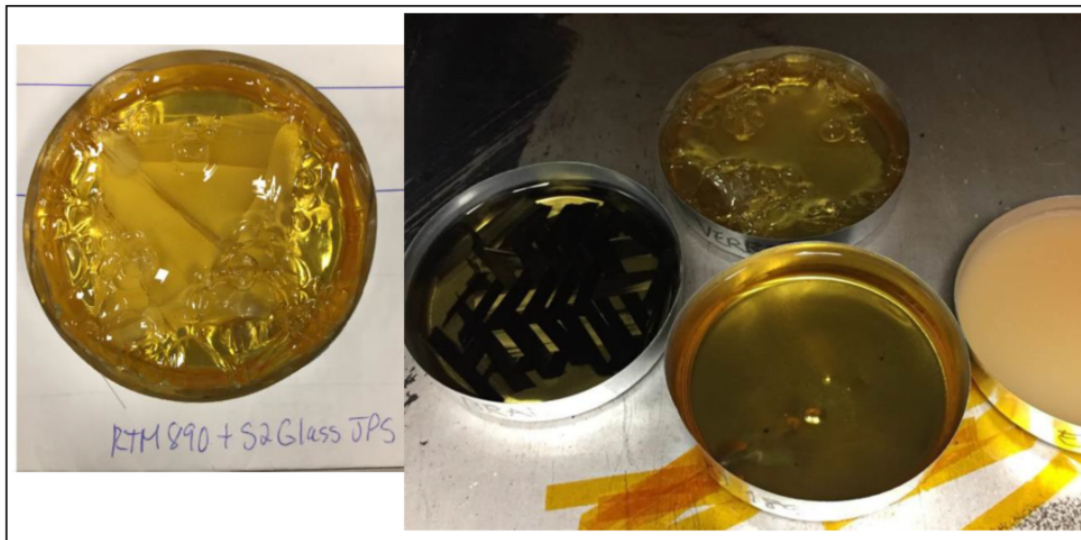


FIGURE 17 – Échantillons de résine ayant subi un cycle de cuisson. Dans chaque échantillon, un renfort différent a été placé. A gauche, l'échantillon avec le renfort en fibre de verre

Durant la cuisson, rien de notable n'a été observé. Durant le cycle de dégazement, des bulles se sont formées dans les échantillons, ce qui est jusque là normal. Néanmoins, vers la fin du cycle (cuisson de 2h à 180C°), un dégagement gazeux s'est manifesté uniquement sur le renfort de verre et celui de carbone. Il était particulièrement vigoureux sur le renfort de verre. Cela se voit sur la figure 17 à gauche où le dégagement était tellement important qu'il a modifié l'état de surface. Cette expérience est toutefois à nuancer, car dans la procédure d'infusion, le dégazement de la résine est plus agressif : la résine est agitée à l'aide d'une hélice, et le sac peut également avoir un impact. Nous pouvons néanmoins affirmer que le renfort a un impact sur la porosité. En parallèle, pour mesurer l'impact de l'humidité, des infusions ont été effectuées avec des renforts en fibre de verre, où ces derniers ont subi des séchages. Ce dégagement gazeux semble diminuer en intensité et en durée avec le séchage de la préforme sans disparaître (avec renfort en fibre de verre).

Il a été décidé par sécurité désormais de sécher les préformes avant infusions, cela permet de mieux contrôler les conditions expérimentales. De plus, les expériences avec les préformes en fibres de verre ont été abandonnées, ces dernières ont un facteur qui augmente la porosité que les fibres de carbone n'ont pas. Bien qu'intéressant, approfondir cette problématique n'apporte pas de plus-value au projet.

3.2.3 Infusion sur des renforts en fibre de carbone tressé

Les renforts de fibre de verre influençant positivement la porosité, il a été décidé de recommencer le débogage de la résine sur des renforts tressés. Pour cela, des tresses triaxiales 0/±60 d'AP Technology (QISO-H-59) ont été utilisées. Elles sont tressées avec la même fibre de carbone utilisée pour les tresses finales fournies par le gCCTG. La différence entre ces deux tresses, est que la tresse d'AP Technology est une tresse triaxiale alors que celle du gCCTG est un empilement de tresse (overbraiding) Un laminé de huit plis a été constitué. La stratégie utilisée est la numéro une, à la différence que le vide est maintenu au port de sortie de résine. Ce choix a été fait pour tenter de trouver le cycle le plus court possible pour un procédé le plus efficient. Le résultat de l'infusion est présenté sur la figure 18. L'inspection visuelle de la plaque est plus compliquée mais le résultat a été jugé prometteur pour une première infusion. On observe toutefois deux zones de porosité sur la figure 18 entourées en rouge.

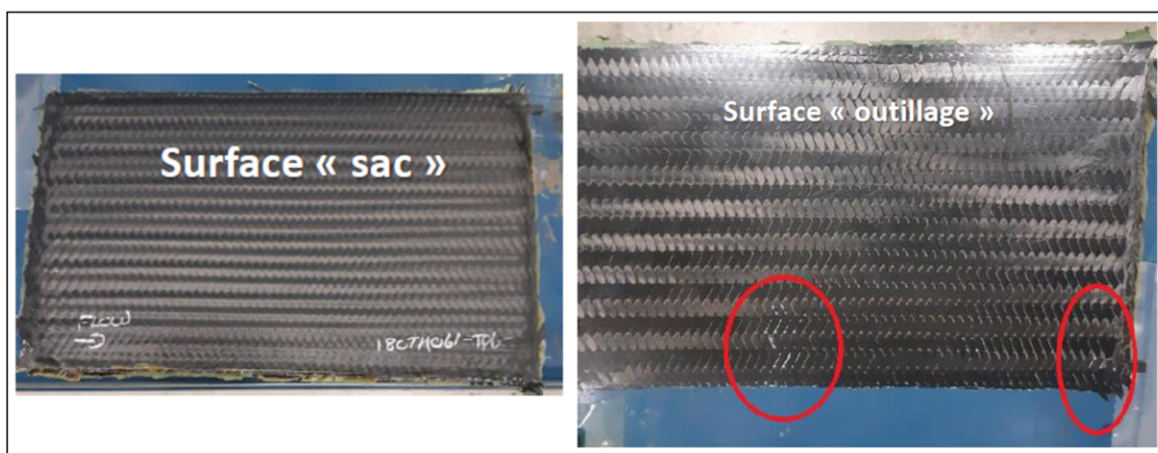


FIGURE 18 – Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 1

Il a été décidé de complexifier le procédé en ajoutant de la compaction. Cela consiste à venir compacter la préforme, le taux volumique de fibre va augmenter et donc les propriétés mécaniques. Sur la figure 19, on peut voir l'évolution de l'épaisseur (et donc du taux de fibre) suite à un cycle de compaction. On remarque durant la décompaction un retour élastique, une relaxation due au comportement viscoélastique du renfort et une déformation permanente. Il y a d'autres paramètres qui ont un impact sur la compaction du renfort comme le nombre de cycles, la température, si les fibres sont imprégnées ou encore le taux de déformation. Avec la compaction, nous avons testé la **Stratégie 3**. Pour pouvoir rendre la compaction possible, un deuxième sac a été ajouté, il effectuera la compaction. Comme ce sac sous vide n'applique pas de grande déformation sur le renfort, cette compaction sera répétée plusieurs fois.

1. Dégazage : 2 heures à 95°C
Mise à vide cyclique de la préforme sèche : 10 cycles de 1 minute
2. Pot et conduites d'alimentation maintenus à 120°C
3. Outillage maintenu à 120°C durant l'infusion/injection. Infusion à -15psi

4. Montée en température jusqu'à 180°C à 1.5 ° C/min
5. Cuisson pour 2 heures à 180°C. Vide non maintenu sur la résine durant la cuisson. Maintien de la pression de vide au port de la cavité de consolidation (2ème sac)

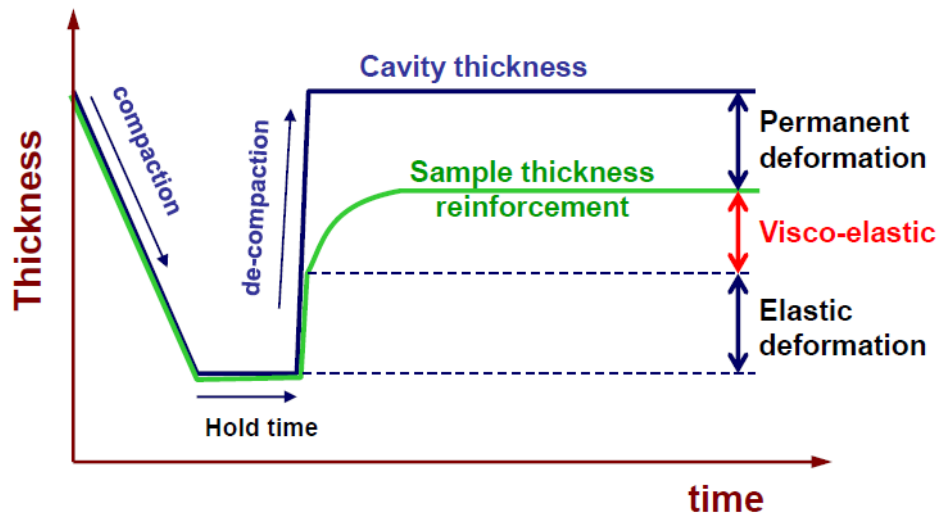


FIGURE 19 – Schéma de l'évolution de l'épaisseur d'une préforme en fonction du temps durant une compaction

Une infusion avec la stratégie numéro 3 a été effectuée, pour cela, utilisation de 8 plis d'un renfort tressé [0/±60] (A&P Technology QISO H 59) a été utilisé comme préforme. Le résultat est visible sur la figure 20. Visuellement, la plaque présente moins de porosité que sur la figure 18. La principale avancée se présente au niveau de l'épaisseur de la plaque et donc de son taux de fibre. La compaction a eu l'effet escompté, de réduire l'épaisseur du composite final. Cela se traduirait par des propriétés mécaniques supérieures. Une estimation à partir de la masse de la préforme sèche, du composite fabriqué et des fiches techniques de ces derniers, nous donne une estimation du taux volumique de fibre d'environ 59%. Ce taux volumique reste discutable tant qu'une méthode plus fiable vienne corroborer cette valeur. Néanmoins, une telle valeur est une bonne nouvelle, car elle est relativement proche des taux de fibre que l'on peut observer dans des pièces aéronautiques en pré imprégné (aux alentours de 60%).

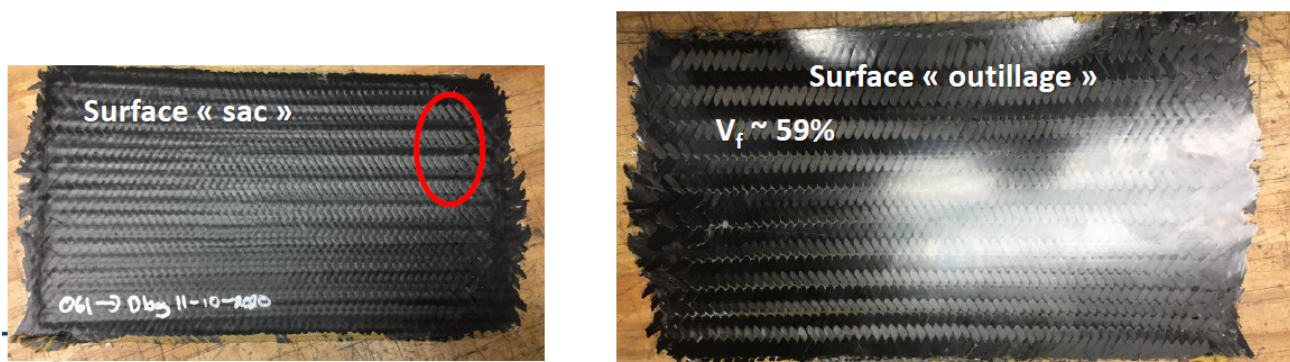


FIGURE 20 – Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 3

La stratégie numéro 3 a permis de valider la procédure de compaction du renfort. Néanmoins, comme il est possible d'identifier des porosités à l'oeil nu, la qualité de la pièce a été jugée améliorable. Pour cela, on a décidé d'ajouter un plateau, comme on a pu le voir de pour la stratégie numéro 1 à la numéro deux, l'ajout d'un plateau a amélioré la qualité de la pièce produite, au détriment du temps de fabrication. La **Stratégie 4** a été suivie, elle est détaillée ci-dessous.

1. Dégazage : 2 heures à 95°C
Mise à vide cyclique de la préforme sèche : 10 cycles de 1 minute
2. Pot et conduites d'alimentation maintenus à 120°C
3. Outillage maintenu à 120°C durant l'infusion/injection. Infusion à -15psi
4. **Montée en température jusqu'à 140°C à 1,5-2°C/min et maintien pendant 6 heures**
5. Montée en température jusqu'à 180°C à 1.5 2° C/min
6. Cuisson pour 2 heures à 180°C. Vide non maintenu sur la résine durant la cuisson.
Maintien de la pression de vide au port de a cavité de consolidation (2ème sac)

Le résultat de l'infusion avec la stratégie numéro 4 est présenté sur la figure 21. Comme pour la stratégie numéro 2, on constate que l'ajout d'un plateau.

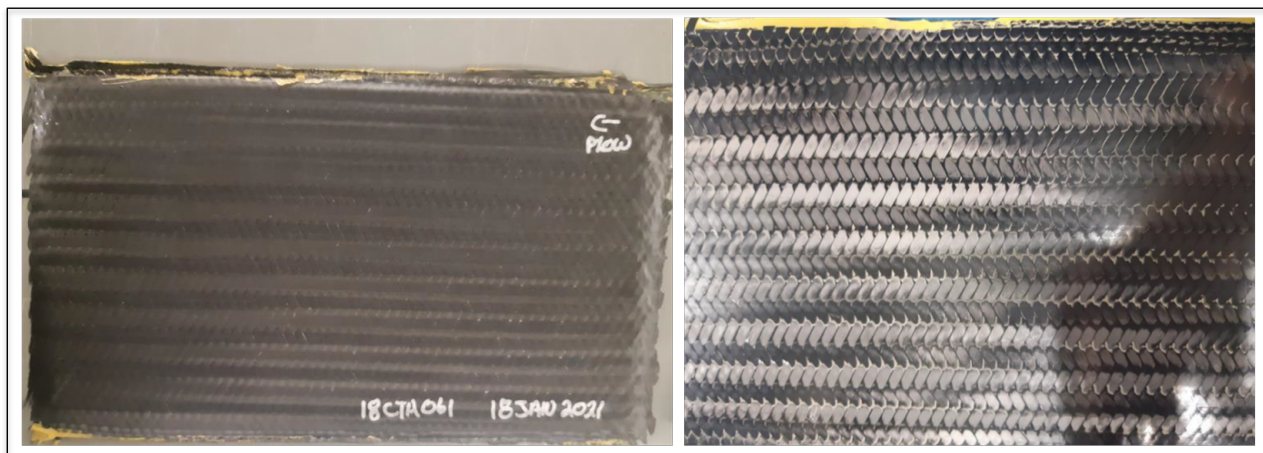


FIGURE 21 – Renfort tressé de carbone infusé avec la stratégie numéro 4

3.2.4 Infusion sur des tresses en Z extrudées droit

Une des dernières étapes est d'ajouter de la complexité géométrique à la pièce fabriquée. En passant d'une géométrie plaque à une en Z extrudé, le procédé d'infusion se complexifie sur plusieurs aspects. Le bagging est plus compliqué à mettre en place, des "oreilles de lapin", un repli du sac sur lui-même au niveau des coins du Z sont à faire pour s'assurer que le sac soit toujours tendu et sans pli lors de la mise sous vide, l'état de surface de la pièce côté sac en dépend. Le flux de résine est aussi impacté. Désormais, il devra parcourir le Z, dans les coins, il y a un risque que ces zones soient plus riches/pauvres en résine car le sac risque de moins/plus appuyer. Pour éviter cela, des plaques de compressions ont été ajoutées dans les

coins. Elles permettent de maintenir une épaisseur plus constante dans les coins. Ces plaques sont ajoutées sous le premier sac. Un traitement de surface a été effectué afin qu'elles puissent se décoller à la fin de la cuisson.

Au moins deux tresses en Z ont été infusées avant le début du stage, n'ayant eu assez d'informations sur les conditions de cuisson et le débobage, ces dernières ne seront pas présentées. Jusque maintenant des tresses de AP Technology ont été utilisées. Dans le plan de développement, il a été décidé de passer sur un moule en Z. A cette même période, les tresses du gCCTG ont été disponibles pour des infusions. On a pris le choix de continuer le développement de la procédure avec ces deux préformes en même temps, cela permettant d'avoir un comparatif. Le montage est illustré sur la figure 22, on y retrouve les mêmes consommables que sur la figure 14, avec par dessus, un second sac, qui effectuera la compression. La flèche en rouge montre le sens de l'écoulement de la résine. Ici, le 0° correspond à la direction d'extrusion du moule.

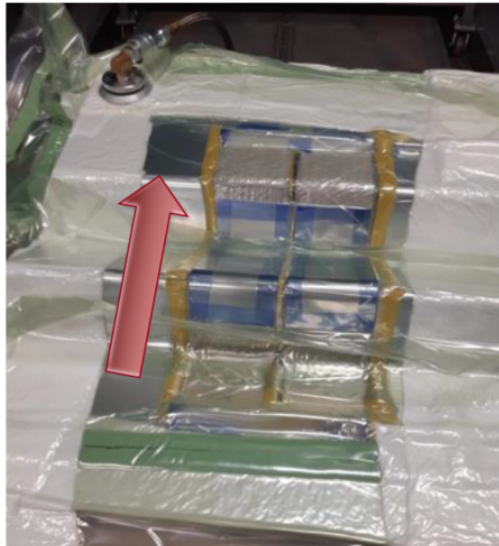


FIGURE 22 – Montage pour infusion de tresse en Z

Une première infusion a été réalisée avec la stratégie numéro 4. Les pièces obtenues ont présenté les mêmes défauts à savoir les coins concaves riches en résine. Cela est dû au sac qui ne peut fournir une pression adéquate. Mis à part cela, aucune porosité visible à l'oeil n'a été relevée. A l'aide d'une mesure d'épaisseur, le taux volumique de fibre est supposé plus élevé avec la préforme d'AP Technology à savoir 59% contre 53%. Les résultats sont présentés sur la figure 23. La photo en haut à gauche correspond à la tresse d'AP, côté outillage, les autres celles du gCCTG face sac. Mise à part l'épaisseur, les deux pièces sont similaires. On peut en effet constater dans le coin face outillage le surplus de résine dans le coin. Pour résoudre les coins riches en résine, deux solutions se sont présentées : ajuster les plaques de compression dans les coins et tenter un cycle plus long afin que la résine soit chassée par la pression du sac.

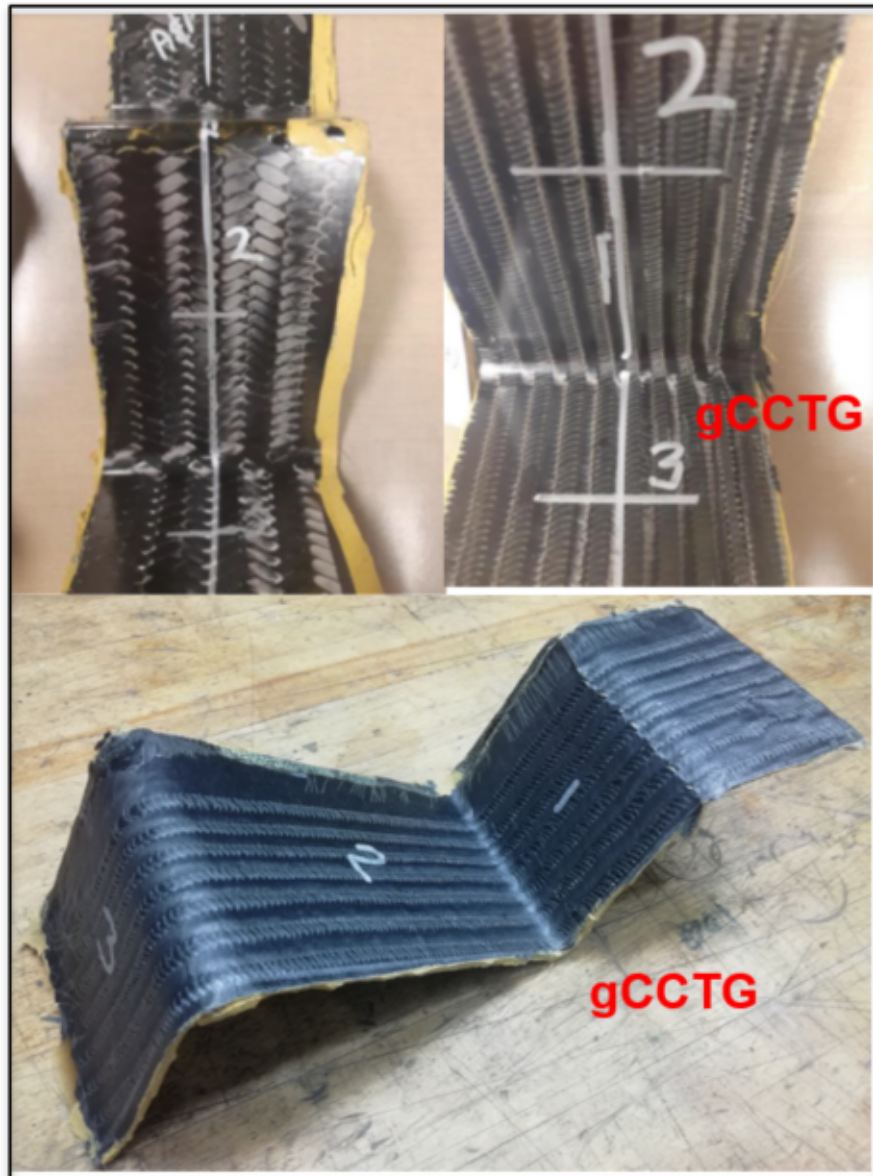


FIGURE 23 – Tresses en Z infusées avec la stratégie 4.

Une tentative de de modifier le cycle de cuisson a été effectué : au lieu de faire un plateau de 6h à 140°C, un plateau de 7.5h à 135°C a été mis (dans la stratégie n°4). Le résultat n'a pas été concluant, sur la figure 24, on observe des zones non imprégnées. Néanmoins, les coins concaves sont moins riches en résine, cela a été attribué au réglage de la plaque de compression et au cycle plus lent de cuisson. Il aurait été intéressant ici de ne changer qu'une variable à la fois pour voir l'impact de ces deux variables.

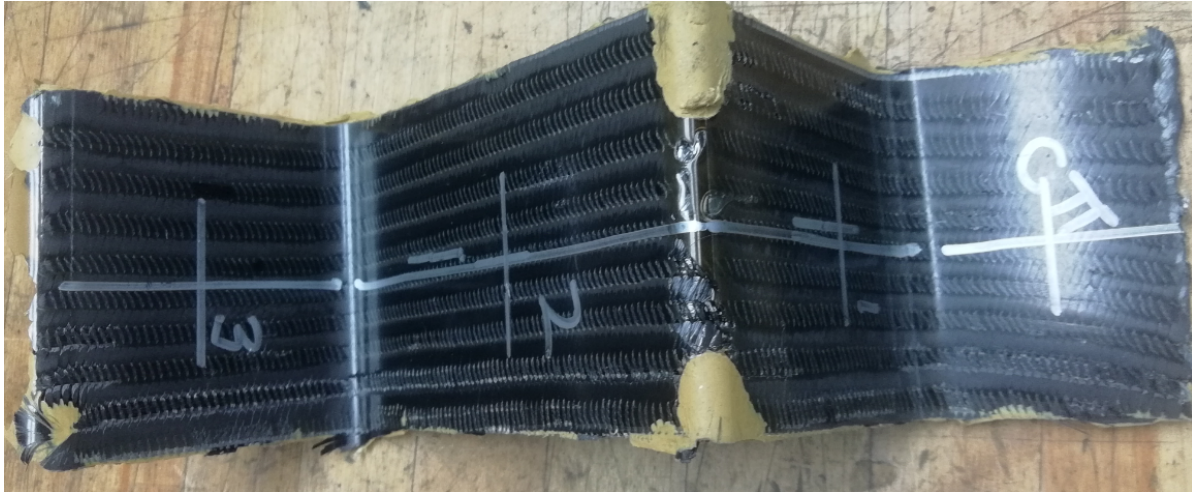


FIGURE 24 – Tresses en Z infusées avec la stratégie 4 modifiée.

Pour la suite, il a été décidé de conserver la stratégie numéro 4.

3.2.5 Mise en route du moule droit imprimé 3D

La complexification suivante du procédé vient de l'outillage, un moule imprimé 3D en PEI. Il est imprimé à l'aide d'un procédé similaire au FDM.

Comme les pièces imprimées 3D ont un aspect de surface granuleux, il faut faire un traitement de surface. Il est possible d'imprimer plus finement, mais cela augmenterait drastiquement le coût de la pièce et le temps d'impression, et l'état de surface ne permettrait pas de répondre aux exigences. Pour cela des petits échantillons de $5 \times 5 \text{cm}^2$. Leurs surfaces ont été sablées puis polies manuellement. Puis ces échantillons ont subi un enduit avec différents solvants. Avec une évaluation qualitative, l'enduit de chloroforme a donné de meilleurs résultats.

Le moule imprimé en PEI droit est présent sur la figure 25. Ce moule possède un taux de remplissage de 30%. Ses bords font 3mm d'épais et la base seulement 1mm. Ce premier prototype sert également de base d'observation, le design de dernier pourrait être amené à évoluer. Sur ce dernier le même traitement de surface que mentionné précédemment a été appliqué.

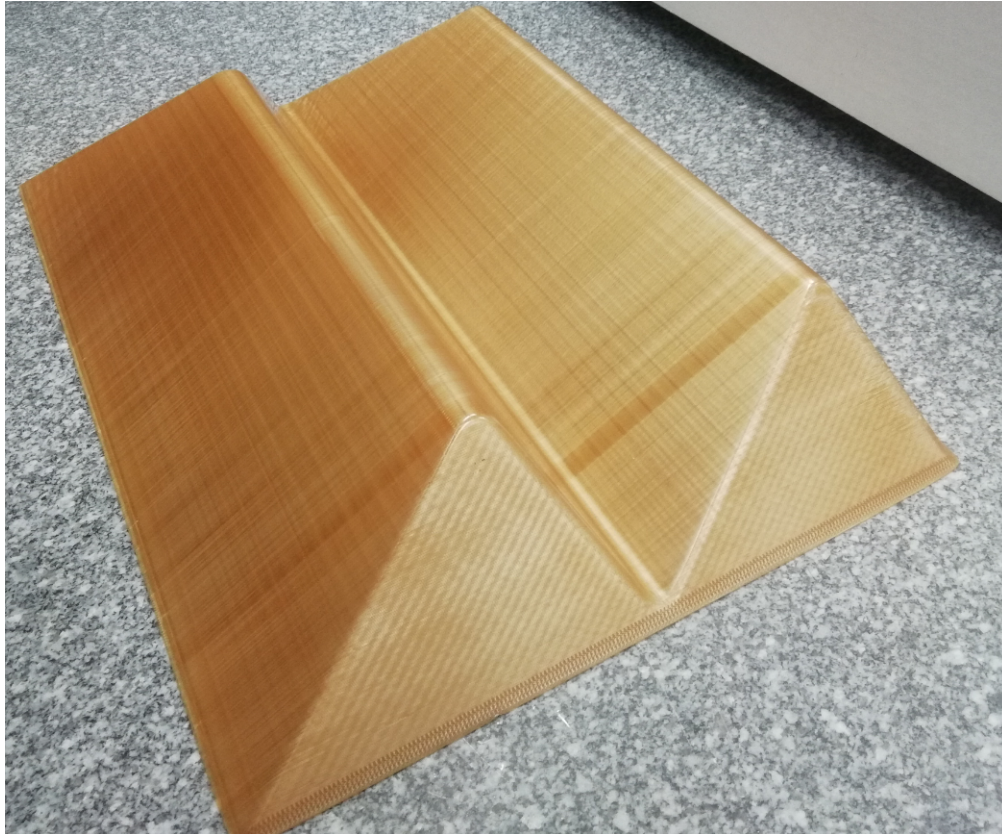


FIGURE 25 – Moule en PEI droit

Comme le moule est en polymère, il est possible qu'au fil des cycles, il subisse des distorsions géométriques. Durant son impression, il aurait pu emmagasiner des contraintes internes qui pourraient se relaxer durant les premiers cycles. Pour vérifier cela, une CMM du moule a été effectuée. Ensuite, les consommables relatifs à l'infusion ont été installés et le moule a subi un cycle similaire à la stratégie numéro 4 sans l'injection de la résine. Le moule n'a montré aucun signe de fuite d'air et la CMM après le cycle, montre que le moule ne s'est pas déformé. Le moule est prêt à recevoir des infusions de tresse.

Malheureusement, je n'ai pas pu assister à ces infusions qui se dérouleront après le stage.

3.3 Conclusion

A l'aide du modèle de cuisson de résine et de la stratégie de débogage de cette dernière, on a été capable de produire en fin de compte une pièce qui est visuellement acceptable.

Il restera à effectuer des mesures plus poussées du taux de fibre pour évaluer le potentiel mécanique des pièces produites. Ensuite, des infusions sur le moule en PEI sont à effectuer pour complexifier le procédé. Il est possible que le moule et la résine interagissent ensemble.

4 Conclusion personnelle

Les travaux effectués au sein de ce stage ont permis de réaliser des avancées dans le projet ainsi qu'une meilleure compréhension du travail effectué chez les différents partenaires. En effet, le développement de la stratégie d'infusion a permis une bonne compréhension phénoménologique du procédé, afin de permettre le bon développement des modèles côté Polytechnique. Néanmoins, le stage ne couvrant pas toute la durée du projet, il n'a pas été possible de réaliser les tresses sur le moule courbé et l'imprimé 3D droit. Néanmoins une étroite collaboration est maintenue.

Personnellement, ce stage a été une découverte du monde de l'entreprise. Ayant pour projet initial de réaliser de la recherche et du développement dans le domaine des composites, ce stage a été le parfait candidat pour répondre à mes attentes. Le fait de l'avoir réalisé durant une expérience de mobilité internationale et d'avoir échangé avec de multiples acteurs a rendu ce stage d'autant plus captivant. Le fait de pouvoir échanger avec plusieurs partenaires du CTA à plusieurs niveaux hiérarchiques (techniciens, chef de projet, stagiaires) a permis d'avoir une vision multiniveau du projet au CTA, ainsi que sur le projet.

Les missions confiées ont été en partie réalisées, le projet ayant été retardé à cause de la pandémie. Néanmoins, sur les outillages disponibles il a été possible de réaliser des pièces de bonne qualité. J'ai particulièrement apprécié ce stage car il m'a permis de mieux comprendre l'ensemble du procédé de mise en forme des composites par injection ainsi qu'une meilleure prise en compte de la physique ayant cours durant cette dernière. Cela me sera particulièrement utile pour la poursuite de mon mémoire de maîtrise, ce dernier portant sur une modélisation multiphysique innovante des distorsions géométriques induites pendant la mise en forme de ces pièces composites tressées en forme de Z sur des outillages métalliques classiques et des outillages imprimés 3D.

Références

- [1] D30 Committee, “Terminology for Composite Materials,” ASTM International, Tech. Rep. [Online]. Available : <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?D3878-20B>
- [2] P. K. Mallick, *Fiber-Reinforced Composites*, 2007.
- [3] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures*, 2012, oCLC : 1136063804.
- [4] P. Monnot, J. Lévesque, and L. Laberge Lebel, “Automated braiding of a complex aircraft fuselage frame using a non-circular braiding model,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 102, pp. 48–63, Nov. 2017. [Online]. Available : <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359835X17302725>
- [5] L. Khoun, “Process-Induced Stresses and Deformations in Woven Composites Manufactured by Resin Transfer Moulding,” p. 246.
- [6] S. Vyazovkin, A. K. Burnham, J. M. Criado, L. A. Pérez-Maqueda, C. Popescu, and N. Sbirrazzuoli, “ICTAC Kinetics Committee recommendations for performing kinetic computations on thermal analysis data,” *Thermochimica Acta*, vol. 520, no. 1, pp. 1–19, 2011. [Online]. Available : <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0040603111002152>