

Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés $\pm \theta$

Zhongmeng Wen

▶ To cite this version:

Zhongmeng Wen. Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés $\pm \theta$. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université de Technologie de Troyes, 2015. Français. NNT: 2015TROY0019. tel-03359627

HAL Id: tel-03359627 https://theses.hal.science/tel-03359627v1

Submitted on 30 Sep 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers. L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse de doctorat de l'UTT

Zhongmeng WEN

Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés ±θ



Spécialité : Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

2015TROY0019

Année 2015



THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR de l'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE DE TROYES Spécialité : MATERIAUX, MECANIQUE, OPTIQUE ET NANOTECHNOLOGIE

présentée et soutenue par

Zhongmeng WEN

le 13 juillet 2015

Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés $\pm \theta$

_

JURY

| M. YQ. GUO | PROFESSEUR DES UNIVERSITES | Président |
|----------------|----------------------------|--------------------|
| M. T. BARRIÈRE | PROFESSEUR DES UNIVERSITES | Rapporteur |
| M. A. CHEROUAT | PROFESSEUR DES UNIVERSITES | Examinateur |
| M. A. EL HAMI | PROFESSEUR DES UNIVERSITES | Rapporteur |
| M. XL. GONG | PROFESSEUR DES UNIVERSITES | Directeur de thèse |
| M. O. SICOT | MAITRE DE CONFERENCES | Examinateur |
| | | |

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein de l'Université de Technologie de Troyes dans le Laboratoire des Systèmes M écaniques et d'Ing énierie Simultan & sous la direction du Professeur **Xiao-Lu GONG**. Cette étude a été financ & par le China Scholarship Council (CSC). En effet, je n'aurais jamais pu réaliser ce travail doctoral sans le soutien d'un grand nombre de personnes. Au terme de ces ann & de doctorat et au commencement d'une nouvelle étape de ma vie, j'éprouve une sincère gratitude envers tous ceux que je tiens ici àremercier.

Je voudrais remercier tout particuli èrement M. Xiao-Lu GONG qui m'a dirigé tout au long de ces trois années de thèse. Il a toujours été disponible et à l'écoute de mes nombreuses questions. Les nombreuses discussions que nous avons eues ainsi que son soutien ind éfectible sont pour beaucoup dans ce travail. Pour tout cela je lui remercie sinc èrement.

J'adresse mes vifs remerciements à Monsieur le Professeur **Ying-Qiao GUO** pour l'honneur qu'il m'a fait en présidant ce jury. Mes remerciements s'adressent également au Professeur **Thierry BARRIERE** et au Professeur **A. EL HAMI** pour avoir accepté d'être rapporteurs de cette étude et pour l'honneur qu'ils me font de participer au jury, ainsi qu'à l'ensemble des membres du jury, M. **A.CHEROUAT**, et M. **Olivier SICOT**, pour évaluer mon travail.

Je remercie également toute l'équipe LASMIS pour leur accueil, leur esprit d'équipe et en particulier M. Bruno LESAGE, M. Guillaume MONTAY, M. Laurent DANIEL et M. Fran ois WEIL pour leur aide et leur disponibilit é àcette étude.

J'aimerais exprimer mes sinc à remerciements à mes collèges et nombreux amis, notamment Hongchang HAN, J érome POULET, Xiaohui ZHANG, Feng ZHU et Chuan ZHANG, qui m'ont accompagné pendant ces passionnantes études. Un grand merci à Arthur MARCEAUX DIT CLEMENT de m'avoir aid é pour la correction des fautes d'orthographe et de grammaire.

Mes sinc à gratitudes s'adressent enfin à mes parents, mes grands-parents et ma grande sœur qui m'ont toujours épaulé pendant ces années pour leur confiance inconditionnelle, pour leur soutien de tous les instants et pour leurs encouragements.

i

R ésum é

Cette thèse comprend deux parties : D dermination des contraintes r ésiduelles dans les composites stratifiés $\pm \theta$ induites par le cycle thermique de fabrication et Étude de leurs influences sur le comportement mécanique de ces stratifiés. Limitée par la théorie actuelle, la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les stratifi és ±0 a ét étr ès difficile. Dans notre étude, la méthode du trou incrémental a ét é employ é afin de relaxer les contraintes r ésiduelles et les d formations provoqu és ont étémesurées par les jauges de déformation. Une nouvelle approche proposée dans cette thèse permet d'associer les déformations autour du trou et les contraintes résiduelles au sein du stratifié ±0. Les coefficients de calibration ont été déterminés par simulation num érique. Grâce à l'approche développée, nous avons constaté une relation linéaire entre les contraintes résiduelles et l'angle θ du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$. En adaptant un mod de thermo dastique du matériau, les résultats expérimentaux ont pu être mod dis és num ériquement. Nous avons ensuite étudié l'influence de l'épaisseur du stratifi é du cycle de cuisson et du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes résiduelles. À l'aide de la technique d'émission acoustique, les influences des contraintes résiduelles sur l'endommagement et le comportement méanique des stratifiés ont été étudiées grâce aux essais de traction. Enfin, l'importance des contraintes résiduelles sur la rupture transversale du stratifié a été mise en évidence en comparant avec les r ésultats théoriques.

Mots-cl és : Contraintes r ésiduelles ; Composites polymères ; Stratifi és ; Émission acoustique ; Mat ériaux -- Propri ét és m écaniques

Abstract

This thesis work consists of two main parts: Determination of residual stresses in composites laminates $\pm \theta$, introduced by the thermal cycle during the manufacturing process of laminates and Study of their influences on the mechanical behavior of these laminates. Limited by the current theory, the experimental determination of residual stresses in the laminates $\pm \theta$ was very difficult. In this work, the incremental hole drilling method was performed for the residual stresses relaxation and then the generated strains around the hole were measured with strain gauges. The new approach proposed in this thesis allows associating the strains around the hole and the residual stresses in the laminates $\pm \theta$. The calibration coefficients were determined by numerical simulation. With this approach, we found a linear relationship between the residual stresses and the fiber orientation angle θ for the composite laminates $[0_2/\theta_2]_s$. By adapting a thermoelastic material model, the results obtained by our new approach were modelized by numerical study. Then, we studied the influence of laminate thickness, curing cycle and hydrothermique ageing on the distribution of residual stresses. With the help of acoustic emission technique, the influences of the residual stresses on the damage and the mechanical behavior of composite laminates were studied through tensile tests. Finally, the importance of the residual stress on the transverse failure of composite laminates was demonstrated comparing with the theoretical results.

Key words: Residual stresses; Polymeric composites; Laminated materials; Acoustic emission; Materials -- Mechanical properties

Sommaire

| Remerciem | entsi |
|--------------|--|
| R ésum é | iii |
| Abstract | iv |
| Sommaire. | v |
| Introduction | n g én érale1 |
| Chapitre 1. | État de l'art : contraintes r ésiduelles dans les composites stratifi és5 |
| 1.1 Int | roduction6 |
| 1.2 Fo | rmation des contraintes r ésiduelles durant le cycle de cuisson6 |
| 1.2.1 | Origines des contraintes r ésiduelles6 |
| 1.2.2 | Contraintes r ésiduelles en trois niveaux10 |
| 1.3 D | termination des contraintes résiduelles par les méthodes théoriques13 |
| 1.3.1 | Niveau microm écanique13 |
| 1.3.2 | Niveau macrom écanique14 |
| 1.4 Do | termination des contraintes résiduelles par les méthodes expérimentales 17 |
| 1.4.1 | M éthodes non destructives17 |
| 1.4.2 | M éhodes de relaxation des contraintes r ésiduelles21 |
| 1.5 R e | éduction des contraintes r ésiduelles25 |
| 1.5.1 | Modification du cycle de cuisson25 |
| 1.5.2 | Relaxation par post-cuisson (recuit) |
| 1.6 Int | fluence des contraintes r ésiduelles29 |
| 1.6.1. | Influence sur les d'éfauts dans les composites |
| 1.6.2. | Influence sur les dimensions des composites |
| 1.6.3. | Influence sur les propri ét és m écaniques des composites stratifi és33 |
| 1.7 Co | onclusion |

| Chapitr | e 2. D dermination des contraintes r siduelles dans les stratifi s $[0_2/\theta_2]_s$ 37 |
|-----------------------|--|
| 2.1 | Introduction |
| 2.2 | L'histoire de la méthode du trou |
| 2.3 | Une nouvelle approche propos é46 |
| 2.4 | Adaptation du mod de àla m éthode du trou incrémental |
| 2.5 | D dermination des coefficients de calibration |
| 2.6 | R éalisation du per çage du trou incr émental62 |
| 2.6 | 5.1. Fabrication des pi àces62 |
| 2.6 | 5.2. Dispositif et param ètres du per çage64 |
| 2.6 | 5.3. R éalisation du trou incr émental et des mesures |
| 2.6 | 5.4. Déformations autour du trou75 |
| 2.7 | Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ |
| 2.7 | 7.1. R ésultats de contraintes r ésiduelles pour le stratifi é $[0_2/90_2]_S$ |
| 2.7 | 7.2. R ésultats de contraintes r ésiduelles pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ |
| 2.8 | Conclusion |
| Chapitro stratifié | e 3. Influence des divers paramètres sur les contraintes résiduelles dans les s $\pm \theta$ |
| 3.1 | Introduction |
| 3.2 | D termination des contraintes r tiduelles dans les stratifités $[0_2/\theta_2]_s$ par la |
| th éor | ie classique des stratifi és90 |
| 3.2 | 2.1 D termination des coefficients de dilatation thermique (CDTs) du pli91 |
| 3.2 | 2.2 Théorie classique des stratifiés96 |
| 3.2 | 2.3 Contraintes r ésiduelles th éoriques dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ |
| 3.2 | 2.4 Influence des param àres thermiques sur les r sultats théoriques 102 |
| 3.3 | Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$ 105 |
| 3.3 | 3.1 Déformations autour du trou106 |
| 3.3 | 3.2 R sultats de contraintes r siduelles |

| 3.4 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ ayant subi le cycle de |
|---|
| cuisson modifi e |
| 3.4.1 Cycle de cuisson modifi é114 |
| 3.4.2 R sultats de contraintes r siduelles |
| 3.5 Effet du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes |
| r śiduelles118 |
| 3.5.1 Vieillissement hydrothermique du composite |
| 3.5.2 Propri ét és m écaniques des éprouvettes apr ès vieillissement |
| 3.5.3 Contraintes r ésiduelles apr ès vieillissement hydrothermique121 |
| 3.6 Conclusion |
| Chapitre 4. Influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des |
| composites stratifi és |
| 4.1 Introduction126 |
| 4.2 Endommagement dans les composites stratifiés |
| 4.2.1 Endommagement et composites stratifi és126 |
| 4.2.2 Caract érisation des endommagements par émission acoustique |
| 4.2.3 Interprétation des signaux acoustiques129 |
| 4.3 Essais de traction sur les stratifi és $[\theta]_8$ |
| 4.3.1 Conditions exp érimentales des essais de traction |
| 4.3.2 R ésultats exp érimentaux |
| 4.3.3 Suivi de l'endommagement |
| 4.4 Essais de traction sur les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ |
| 4.4.1 Montage de l'essai de traction |
| 4.4.2 R ésultats Exp érimentaux141 |
| 4.4.3 Suivi de l'endommagement |
| 4.4.4 Amorçage d'endommagement |

| 4.5 Cr | itère de rupture des plis transversaux dans les stratifiés en tenant co | ompte |
|--------------|---|-------|
| des contr | aintes r ésiduelles | 153 |
| 4.5.1 | Détermination de la résistance locale d'un pli dans les stratifiés | 154 |
| 4.5.2 | Crit ère de rupture des plis transversaux du composite stratifi é | 155 |
| 4.5.3 | Rupture des plis en tenant compte des contraintes r ésiduelles | 157 |
| 4.6 Co | onclusion | 161 |
| Conclusion | g én érale et perspectives | 163 |
| R éf érences | | 167 |

Introduction g én érale

Les matériaux composites stratifiés à matrice organique occupent une place importante dans notre vie quotidienne. Lors de la fabrication de ces composites, au cours du refroidissement, la différence de dilatation thermique entre le renfort et la matrice ainsi qu'entre les plis d'orientations différentes conduit à la formation de contraintes au sein du composite. Ces contraintes résiduelles affectent d'une part la stabilit é dimensionnelle de structure en composite ; d'autre part, elles sont responsables des défauts au sein du matériau après leur fabrication, notamment les microfissures dans la matrice, et entraînent ainsi l'amorçage des différents types d'endommagement. Ces contraintes internes viennent s'ajouter aux efforts extérieurs appliqués, c'est bien une des raisons pour laquelle certaines structures en composite rompent avant la prévision selon les crit ères de rupture.

À travers l'étude des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés, les recherches s'inscrivent souvent aux deux aspects principaux : la détermination des contraintes résiduelles et leurs influences sur les comportements mécaniques des composites.

Dans le cadre de la détermination expérimentale des contraintes résiduelles, les principales études se sont concentrées sur les stratifiés crois és (cross ply [0/90]) ou unidirectionnels à cause de la limite des théories sur l'anisotropie des stratifiés ± 0 . De plus, la grande majorité des recherches en termes d'influence des contraintes résiduelles se focalise sur des analyses qualitatives.

À partir de ce constat, l'objectif de notre travail est donc double. Dans un premier temps, il s'agit de déterminer les contraintes résiduelles avec la méthode du trou incrémental dans les composites stratifiés $\pm \theta$ à l'aide d'une nouvelle approche développ ée dans ce travail qui doit permettre d'associer les contraintes résiduelles et les déformations entra î ées par la relaxation des contraintes résiduelles. La fiabilit éet l'efficacité de l'approche sont validées par les expériences. Dans un deuxième temps, ce travail se concentre sur l'étude de l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des stratifiés dans le but de trouver un moyen de prendre en compte les contraintes résiduelles dans la prédiction de performance des composites stratifi és. Ce travail se d'éroule autour de ces deux objectifs et est divis é en 4 chapitres principaux pr ésent és ci-dessous :

Le premier chapitre bibliographique consiste à introduire la problématique des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés, commencée par la présentation de la formation des contraintes résiduelles en trois différents niveaux dans les composites stratifiés. La détermination des contraintes résiduelles utilise souvent deux approches différentes : l'approche théorique et expérimentale. Dans le cadre de la détermination expérimentale, un bilan des méthodes disponibles est donné Les travaux de réduction de contraintes résiduelles sont cités. Une description des influences des contraintes résiduelles sur les composites stratifiés vient clôturer ce chapitre.

Le deuxi ème chapitre est d édi é à la d étermination des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]$ s par la m éthode du trou incr émental. Une nouvelle approche est d évelopp ée en se basant sur la th éorie fondamentale de la m écanique des composites stratifi és, qui permet de d éterminer les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és ± θ avec la m éthode du trou incr émental. Les coefficients de calibration dans la formule propos ée seront d étermin és par simulation num érique. La relation entre les contraintes r ésiduelles et l'angle θ du stratifi é $[0_2/\theta_2]_s$ est ainsi établie.

Pour le troisi àme chapitre, les contraintes résiduelles sont d'abord étudiées de façon th éorique en adaptant un mod de thermo dastique du mat ériau. Une comparaison est faite entre le calcul th éorique et les r ésultats exp érimentaux obtenus dans le deuxi àme chapitre. Avec l'analyse des résultats th éoriques, les influences des param àtres thermiques des fibres et de matrice sur les niveaux de contraintes r ésiduelles sont mises en évidence. Ensuite, nous étudions l'influence de plusieurs param àtres comme l'épaisseur du stratifié, le cycle de cuisson et le vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes r ésiduelles suivant l'épaisseur.

L'investigation de l'influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement et la rupture des stratifiés fait l'objet du dernier chapitre. Différents cycles de cuisson entraînent différentes contraintes résiduelles au sein des stratifiés. L'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des stratifiés est étudiée grâce aux essais de traction. À l'aide de la technique d'émission acoustique, un suivi d'endommagement en temps réel dans les stratifiés sollicités en traction démontre

l'influence des contraintes résiduelles sur l'amorçage d'endommagement des stratifiés. Les résultats analytiques mettent en évidence de façon quantitative l'influence des contraintes résiduelles sur la rupture du premier pli.

A la fin, les conclusions générales résument les résultats principaux obtenus et les perspectives indiquent quelques id és des travaux àsuivre.

Chapitre 1. État de l'art : contraintes r ésiduelles dans les composites stratifi és

| 1.1 | Inti | roduction |
|-----|------|---|
| 1.2 | For | mation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson6 |
| 1.2 | 2.1 | Origines des contraintes r ésiduelles6 |
| 1.2 | 2.2 | Contraintes r ésiduelles en trois niveaux10 |
| 1.3 | Dé | termination des contraintes r ésiduelles par les m éhodes th éoriques13 |
| 1.3 | 3.1 | Niveau microm écanique13 |
| 1.3 | 3.2 | Niveau macrom écanique14 |
| 1.4 | Dé | termination des contraintes résiduelles par les méhodes expérimentales 17 |
| 1.4 | 4.1 | M éthodes non destructives17 |
| 1.4 | 4.2 | M éthodes de relaxation des contraintes r ésiduelles |
| 1.5 | Ré | duction des contraintes r ésiduelles25 |
| 1.5 | 5.1 | Modification du cycle de cuisson25 |
| 1.5 | 5.2 | Relaxation par post-cuisson (recuit) |
| 1.6 | Inf | luence des contraintes r ésiduelles29 |
| 1.6 | 5.1. | Influence sur les défauts dans les composites |
| 1.6 | 5.2. | Influence sur les dimensions des composites |
| 1.6 | 5.3. | Influence sur les propri ét és m écaniques des composites stratifi és |
| 1.7 | Co | nclusion35 |

1.1 Introduction

Ce chapitre bibliographique se propose de présenter les phénomènes des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés et leur influence sur les performances de ces composites. Premi àrement, nous présenterons la formation des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés à l'aide de recherches bibliographiques ; les possibilit és de modification de ces contraintes internes seront discut és. Ensuite, nous nous concentrerons sur la détermination expérimentale des contraintes résiduelles. Pour cela, les méhodes les plus utilis és dans le cadre des composites stratifiés seront cit és. Pour mieux comprendre la nouvelle approche développ é dans cette étude, la description du principe de la méhode du trou incrémental sera déaill ée au début du chapitre 2. La détermination des contraintes résiduelles par méhodes théoriques sera présent ée selon deux aspects : micromécanique et mécanique classique. Pour finir, la derni àre partie de ce chapitre discutera des influences des contraintes résiduelles sur les propri ée de composite de matériau et les performances des stratifi és.

1.2 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson

1.2.1 Origines des contraintes r ésiduelles

Cette partie traite des différents phénomènes provoquant l'apparition de ces contraintes résiduelles au sein d'un matériau composite stratifié. On s'intéresse aux origines de la formation des contraintes résiduelles durant le cycle thermique d'élaboration des stratifiés.

La méhode de fabrication des composites stratifiés la plus basique est le moulage manuel, qui consiste typiquement à déposer des tissus secs, des plis, des plis pré imprégnés, etc. à la main sur un moule afin de former un empilement de plis. La résine est appliquée sur les plis secs une fois l'empilement terminé (par exemple par injection de résine). Le cycle de cuisson fait appel généralement à un cycle thermique destiné à polymériser la résine imprégnée à l'empilement des plis unidirectionnels (Withers and Bhadeshia 2001b). Un tel cycle se compose typiquement d'un premier palier thermique conduisant à l'élimination des substances volatiles et à la gélification de la matrice, suivi d'un second palier de polymérisation à plus haute température qui permet d'atteindre le taux de réticulation souhaité (White and Hahn 1992a, b), pour finir par un troisi ème palier afin de refroidir la pi èce. Par exemple, le cycle de cuisson typique d'un composite graphite/époxy est constitué de trois périodes principales (Bogetti and Gillespie 1992), comme le montre la figure 1-1.



Fig. 1-1. Cycle de cuisson typique d'un composite graphite/époxy (Bogetti and Gillespie 1992)

Dans un premier temps (période I), la résine reste dans son état original, et se comporte comme un fluide visqueux ; de ce fait, on néglige la rigidité de la matrice. La phase de cuisson (période II) commence avec une augmentation significative de la rigidit é en raison du durcissement chimique et une r éduction du volume à cause de la r éraction de la matrice (Adolf and Martin 1996; Russell et al. 2000; Merzlyakov et al. 2006). Les deux principales transitions survenant pendant cette phase sont la g dification et la vitrification (Lange et al. 1997). Le ph énom ène de g dification est le passage d'un état visqueux à un état caoutchouteux, li é à la formation du réseau à partir des mol écules ; la vitrification à une temp érature plus dev éc traduit le passage d'un état visqueux ou caoutchouteux à un état vitreux, correspondant à l'augmentation du niveau de réticulation après gélification (Pascault et al. 2002). Les durées de ces deux phénomènes sont indépendantes pour chaque type de résine. La deuxième phase se termine une fois ces deux phénomènes achevés. Enfin, en période III, aucune réaction chimique ne se produit et la résine présente alors un comportement visco dastique à haute temp érature et un comportement dastique à basse temp érature. Le refroidissement de la température de cuisson à l'ambiante conduit à des changements physiques de la pièce selon les paramètres du stratifié (par exemple, les dilatations thermiques de la fibre, de la matrice et des plis, l'empilement du stratifié)

(Kim and Hahn 1989; Adolf and Chambers 1997) et la vitesse de refroidissement (Weitsman 1979; Genidy et al. 1999).

Au cours de ces étapes, les fibres et la matrice subissent des variations dimensionnelles conduisant au développement de contraintes internes au sein du composite (Barnes and Byerly 1994). Les deux derniers paliers sont àleur origine :

i. Lors de la polymétisation, la réticulation du réseau thermodurcissable se traduit par une contraction de la matrice. La figure 1-2 montre la rétraction volumique de la résine époxy durant un cycle de cuisson typique. Comme nous pouvons le voir, une petite dilatation volumique augmente lors de la croissance de température ambiante jusqu'au premier palier. Le changement volumique dû à la gélification ne devrait pas contribuer à la formation de contraintes résiduelles puisque le comportement de la matrice est assimilé à celui d'un fluide et donc les contraintes induites par ce palier restent relativement faibles et peuvent donc être négligées (Gigliotti et al. 2003).



Fig. 1-2. R éraction volumique de la r ésine époxy durant un cycle de cuisson typique (Russell 1993)

À la vitrification, le module de la r ésine se d éveloppe à partir de la g dification de la r ésine (α_{gel}^{mod}) jusqu'au moment de diffusion (α_{diff}^{mod}) où le durcissement est termin é (Fig. 1-3). Parall dement, la r étraction chimique associ ée à la r éaction de polym érisation (r éticulation) se produit également pendant cette période jusqu'au dernier moment (α_{diff}^{shr}) (Fig. 1-3) de cette phase (Nelson and Cairns 1989; Russell 1993; Nawab et al. 2013). De ce fait, la r étraction chimique et l'existence de ce module de r ésine conduisent à la formation de contraintes r ésiduelles suite à cette r éaction chimique au sein du mat ériau. Dans les premi ères études, la r étraction chimique était suppos ée contribuer à moins de 5% aux contraintes r ésiduelles finales (White and Hahn 1992a, b). Par contre, d'autres études ont montré que pour les composites à matrice thermodurcissable, les contraintes induites par ce retrait de polym érisation peuvent atteindre jusqu'à 30% des contraintes finales et pourraient même être encore plus importantes (Lange et al. 1997). En outre, les r ésultats expérimentaux ont indiqué qu'une modification du cycle de durcissement affecte de mani ère significative les contraintes r ésiduelles finales (Hodges et al. 1989; White and Hahn 1993; Sarrazin et al. 1995; Ifju et al. 2000; Eom et al. 2002; Case et al. 2005; Kim et al. 2012).



Fig. 1-3. Module de la r ésine et r étraction chimique pendant le durcissement (Bogetti and Gillespie 1992).

ii. Lors du refroidissement de la température de cuisson à la température ambiante, les contraintes induites par la rétraction thermique représentent la plus grande partie des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés. Le coefficient de dilatation thermique de la matrice est généralement beaucoup plus élevé que celui des fibres (Nairn and Zoller 1985). De plus, la fibre se comporte de manière orthotrope en termes de dilatation thermique. Par exemple, les fibres de carbone présentent des coefficients de dilatation thermique très faibles voire légèrement négatifs dans la direction des fibres, mais ceux-ci auraient des valeurs plus élevées dans la direction transverse (Wisnom et al. 2006); cela conduit donc à l'obtention de contraintes

résiduelles à l'échelle microscopique lors du refroidissement, même pour les stratifi & unidirectionnels. Dans le sens longitudinal, les matrices subissent une traction équilibré par la compression de la fibre. La contraction thermique de la matrice se traduit également par l'évolution des contraintes radiales de compression à la surface des fibres (Metehri et al. 2009; Brauner et al. 2012). Les variations des coefficients de dilatation thermique au niveau des plis induisent le développement de contraintes d'un pli à l'autre (Hahn and Pagano 1975; Gigliotti et al. 2003). Par exemple, dans le cas de stratifiés non symétriques, ces contraintes se présentent par l'apparition d'une courbure à l'issue du cycle de cuisson (White and Hahn 1993), comme présentéen figure 1-4. Dans le cas de stratifiés épais, le gradient de température et le degré de durcissement sont accentués par l'augmentation de l'épaisseur, ce qui provoque une distribution des contraintes résiduelles de plus en plus compliqué. (Bogetti and Gillespie 1992; Chang et al. 1996; Oh and Lee 2002; Mowrer 2005). De plus, le comportement du stratifié (soit thermo dastique, soit thermo-visco dastique) a une influence sur la distribution réelle des contraintes résiduelles au cours du refroidissement (Wang et al. 1992; Tarsha-Kurdi and Olivier 2002; Clifford et al. 2006).



Fig. 1-4. Exemple de courbure de stratifi és non sym étriques (White and Hahn 1993)

1.2.2 Contraintes r ésiduelles en trois niveaux

Selon leur origine, les contraintes r ésiduelles dans les composites renforc és de fibres continues sont pr ésentes dans les stratifi és imm édiatement apr ès le cycle de cuisson et le refroidissement à la temp érature ambiante. Celles-ci peuvent être class és en trois différents niveaux (Favre 1988; Barnes and Byerly 1994; Andersson et al. 2000; Parlevliet et al. 2006).

Niveau fibre/matrice

À l'échelle des fibres, l'inadéquation du coefficient de dilatation thermique entre la fibre et la matrice joue un rôle prépond érant (Favre 1988). Durant le cycle de cuisson, la matrice est chauffée jusqu'à une température supérieure à la température de ramollissement et ensuite solidifi é par refroidissement à la temp érature ambiante. Le refroidissement implique un retrait volumique de la part de la matrice, qui est significativement plus devé que le rétrécissement des fibres. Cela représente un moteur important du développement des contraintes résiduelles dans le composite stratifi é (Chapman et al. 1990). En supposant que le lien entre les fibres et la matrice existe toujours durant le refroidissement, la figure 1-5 ci-dessous montre qu'il existe une contrainte résiduelle compressive dans l'axe longitudinal de la fibre ainsi que dans la direction radiale et une contrainte r ésiduelle de traction dans la matrice.



Fig. 1-5. Vue sch ématique de l'effet de refroidissement sur la matrice autour d'une fibre (Parlevliet et al. 2006)

Niveau du pli

À l'échelle des plis, comme ce que l'on a vu, les contraintes résiduelles sont entra î tés par l'anisotropie thermique des plis. Par exemple, dans un stratifi é [0/90], les fibres à 90° imposent une contrainte de compression aux fibres à 0° pendant le refroidissement, en raison des différences de direction de retrait thermique, montr ée en figure 1-6.



Fig. 1-6. Contraintes r ésiduelles au niveau des plis (Parlevliet et al. 2006)

Niveau du stratifi é

D'un point de vue global, la vitesse de refroidissement, la température, l'humidité à travers l'épaisseur du stratifié (ou d'une structure) peuvent entraîner une distribution de contraintes r ésiduelles. En g én éral, la vitesse de refroidissement dans la partie centrale d'un stratifié épais est moins rapide que celle dans la partie proche de la surface, et, à une certaine temp érature, les plis du centre peuvent encore avoir besoin de se solidifier, tandis que les plis pr ès de la surface sont d é à devenus solides. De plus, lors du refroidissement, les plis proches de la surface imposent une contrainte sur les plis du centre (Fig. 1-7). Cela se traduit souvent par une distribution parabolique de contraintes r ésiduelles dans laquelle on trouve les efforts de traction au centre et ceux de compression vers la surface.



Fig. 1-7. Distribution des contraintes r ésiduelles au niveau du stratifi é(Parlevliet et al. 2006)

1.3 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes théoriques

Connaissant les cycles de cuisson des composites stratifiés et les origines des contraintes résiduelles au sein de ces composites, une mod disation permettrait de prévoir l'intensité des contraintes résiduelles apparues suite au processus de cuisson. La mod disation soit analytique soit num érique des contraintes résiduelles peut se faire suivant deux approches principales : microm écanique et macrom écanique.

1.3.1 Niveau microm écanique

Dans le cadre de la mod disation microm écanique, les contraintes r ésiduelles s'établissent entre les fibres et la matrice en tenant compte de la diff érence de leurs coefficients de dilatation thermique. En général, l'arrangement local des fibres dans la matrice est le param ètre le plus important dans une simulation microm écanique. Un certain nombre d'études antérieures ont fait l'hypothèse d'un arrangement p ériodique des fibres dans la microstructure (Hobbiebrunken et al. 2006; Maligno et al. 2008; Blackketter et al. 1993). Fletcher et Oakeshott (1994b) ont étudié l'effet de la distance inter-fibres sur les contraintes r ésiduelles form és dans le cycle thermique. Ils ont trouv é que les valeurs des contraintes r ésiduelles d épendent fortement de la fa çon dont sont distribu és les fibres (Fletcher and Oakeshott 1994). Les contraintes maximales sont plus grandes que les valeurs obtenues sous l'hypothèse d'une distribution uniforme des fibres (Fig. 1-8). Dans les travaux plus r écents, les r ésultats ont confirm é le fait que la distribution locale de fibres a une grande influence sur

l'état de contraintes à l'échelle microscopique (Bulsara et al. 1999; Oh et al. 2006; Jin et al. 2007). En appliquant les approches développ és (Vaughan and McCarthy 2010; Melro et al. 2008; Wongsto and Li 2005), la distribution de fibres mod dis é se rapproche beaucoup plus de la distribution r éelle, ce qui amène à une meilleure d dermination de la distribution des contraintes r ésiduelles au niveau microm écanique. À partir de cela, une analyse des effets des contraintes r ésiduelles microscopiques sur la rupture des composites a pu êre mise en place. (Vaughan and McCarthy 2011).



Fig. 1-8. Contrainte maximale autour des fibres (Fletcher and Oakeshott 1994)

1.3.2 Niveau macrom écanique

Au niveau macrom écanique, la mod disation de la formation des contraintes résiduelles pendant le cycle de cuisson d'un composite stratifié a déjà attiré beaucoup d'attention.

La plupart des analyses ont reposé sur des suppositions restrictives au sujet du comportement du matériau (thermoélastique ou thermo-viscoélastique) et de l'empilement du stratifié(théorie classique des stratifiés) en négligeant les effets de la réraction chimique du fait que selon l'hypothèse, les stratifiés sont dans un état libre de toute contrainte ('stress-free state') pendant le processus de durcissement de la matrice (Hahn and Pagano 1975). Les contraintes résiduelles ont été déterminées via une approche thermoélastique en considérant uniquement le processus de refroidissement (Hahn and Pagano 1975; Hahn 1976). Les autres études (Hyer 1981; Zewi et al. 1987; Jun and Hong 1992; Tseng and Osswald 1994) ont utilisé une approche similaire en modifiant la théorie classique des stratifiés de façon à simuler l'influence des contraintes résiduelles sur la courbure et le gauchissement des stratifiés. Ces résultats théoriques sont bien en accord avec les résultats

expérimentaux dans le cas des stratifiés minces dans lesquels on a une distribution uniforme de température selon l'épaisseur.

Du fait qu'un modèle thermo-visco dastique permettrait de mieux décrire le comportement mécanique du composite, Weitsman (Weitsman 1979) a adapt é un mod de visco dastique lin éaire et ensuite propos é une approche destin ée à évaluer les contraintes résiduelles dans les stratifiés crois és. Les résultats ont montré que le mod de thermo-visco dastique surestimait les valeurs de contraintes de plus de 20% par rapport au mod de thermo dastique. Avec une analyse thermo-visco dastique (Phillips et al. 1994; Sunderland et al. 2001), il a été démontré que les paramètres de refroidissement ont une grande influence sur les contraintes résiduelles dans les composites stratifiés àmatrice thermoplastique (Fig. 1-9).



Fig. 1-9. Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_5/90_{15}]$ en fonction de la vitesse de refroidissement (Phillips et al. 1994)

Du fait que les contraintes résiduelles peuvent venir du refroidissement ou de la réaction due à la réaction chimique, un certain nombre d'études ont été consacrées aux aspects thermochimiques de ce problème. Dans le cas des stratifiés épais, les distributions complexes de température et du degré de cuisson au sein du matériau se développent pendant le processus de durcissement (Fig. 1-10) et représentent alors des été ments importants dans la formation des contraintes résiduelles selon les résultats obtenus (Bogetti and Gillespie 1992, 1991).



Fig. 1-10. Distribution de température et degré de cuisson en fonction de l'épaisseur du stratifi é (Bogetti and Gillespie 1992)

White et Hahn (White and Hahn 1992a, b) ont employ é les relations constitutives visco dastiques utilisant des propri d é du mat ériau d épendantes du temps et du degr é de cuisson pour d derminer la formation des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és minces à la fois théoriquement et exp érimentalement (Fig. 1-11). Le mod de visco dastique utilis é dans leur étude s'est bas é sur la théorie classique des stratifi és tout en tenant compte de la r étraction chimique et des d éformations thermiques. En profitant de la même d émarche, ils ont d évelopp é un mod de bidimensionnel destin é à d éterminer les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és épais (Kim and White 1997). À partir des résultats des stratifiés épais, l'effet couplé de la distribution non uniforme de temp érature et du degr é cuisson sur la formation des contraintes r ésiduelles a é é confirm é (Fig. 1-12). Ensuite, un mod de 3D avec couplage thermo-chimio-visco élastique a é é développ é afin de simuler le transfert de chaleur, le durcissement, les contraintes résiduelles et les déformations d'une pièce en composite pendant le cycle de cuisson entier (Zhu et al. 2001).



Fig. 1-11. Historique de la température et du degré de cuisson dans le cas d'un stratifié épais (7,5 cm) [0]n et [0/90]s (Kim and White 1997)



Fig. 1-12. Contrainte r ésiduelle transversale en fonction de la profondeur pour le stratifi é[0]n (Kim and White 1997)

1.4 D'écrmination des contraintes r'ésiduelles par les m'éhodes exp'érimentales

Comme les contraintes r ésiduelles sont bien pr ésentes dans les stratifi és et ont une influence sur leurs performances, il est important de d éterminer ces contraintes résiduelles et de les prendre en compte lors de la conception et l'utilisation de ces composites. Bien que les mod élisations permettent de pr évoir la distribution, les m éhodes exp érimentales sont quand m ême n écessaires afin de v érifier et valider la convenance et la fiabilit é des mod èles propos és. De nombreuses études et techniques exp érimentales ont été r éalis és au sujet de la d étermination des contraintes r ésiduelles au sein du stratifi é

Dans cette partie, on recense un nombre de méthodes expérimentales disponibles qui permettraient de déterminer les contraintes résiduelles dans les composites stratifiés. Toutes ces méthodes seront classées selon trois familles : les méthodes non destructives, destructives et semi-destructives (Parlevliet et al. 2007a; Withers and Bhadeshia 2001a).

1.4.1 M éthodes non destructives

Ces méhodes ont pour avantage de ne pas détériorer le matériau. Quelques méhodes seront citées en dessous.

M éthode bas ée sur la d étermination de la d éformation globale

Les contraintes résiduelles au sein du composite stratifié entra î nées par le cycle de cuisson peuvent être équilibrées par des déformations du composite. De ce fait, la mesure de ces déformations permet ensuite de remonter aux contraintes résiduelles initiales par l'intermédiaire de relations comportementales du composite.

La méhode de moir é interf érom érique développ ée par Ifju et etc. (Ifju et al. 1999; Ifju et al. 2000; Schulz et al. 2005) consiste à évaluer les déformations thermiques dans des composites à matrice thermodurcissable. Cette méhode optique suit en continu la déformation en surface du stratifi é au cours du cycle de cuisson par projection de franges d'interférométrie de speckle (Fig. 1-13) et ensuite détermine les contraintes r ésiduelles à partir de la théorie des stratifi és. Malgr é ses avantages de précision, de sans contact et de vision globale de l'échantillon ('full-field'), cette méhode optique rend uniquement compte des déformations en surface et ne permet pas de découvrir la distribution des contraintes r ésiduelles suivant la direction d'épaisseur.



Fig. 1-13. Schéma d'un système d'interférométrie par moiré (Ifju et al. 1999)

Dans le cas de stratifiés non symétriques, la déformation hors plan (comme une courbure, Fig. 1-14) peut être utilisée afin de déterminer les contraintes résiduelles dans les composites selon la théorie classique des stratifiés. De nombreuses études (Jeronimidis and Parkyn 1988; Kim and Hahn 1989; Cowley and Beaumont 1997;

Gigliotti et al. 2003; Bogetti and Gillespie 1992; White and Hahn 1992b; Unger and Hansen 1993a; Peeters et al. 1996; Wisnom et al. 2006) sur cette méthode ont été menées, mais il faut bien noter que cette méthode n'est adaptée qu'à des stratifiés non symétriques et qu'elle ne constitue qu'une approche globale.



Fig. 1-14. Mesure de la courbure du stratifi énon sym étrique (Cowley and Beaumont 1997)

Méthode d'implantation de capteurs

L'implantation de jauges de déformation dans le matériau (Unger and Hansen 1993b; Crasto et al. 2002) est un autre moyen d'analyse de l'évolution des déformations thermiques tout au long du cycle de cuisson. La figure 1-15 illustre la méhode d'implantation des jauges. Dans les composites thermodurcissables (Crasto et al. 2002; Wisnom et al. 2006), l'application de jauges intégrées donne des résultats précis et valides pendant le cycle de cuisson ainsi que pendant le refroidissement. Le capteur encastr é peut être différent d'une jauge de déformation, par exemple un capteur optique. Un certain nombre de capteurs à fibre optique existent (Zhou and Sim 2002), parmi lesquels le capteur à fibre optique FBG (fiber bragg grating), le plus souvent utilis é pour suivre la formation des contraintes r ésiduelles (Takeda et al. 2002; Okabe et al. 2002; Colpo et al. 2007; Karalekas et al. 2008; Mulle et al. 2009; Guo 2011; Nielsen et al. 2013).



Fig. 1-15. Implantation des jauges dans les composites (Unger and Hansen 1993b)

Autres m *éhodes*

En plus de celles présentées, il existe encore beaucoup d'autres méhodes pouvant aider à la détermination des contraintes résiduelles. Du fait que les contraintes changent la distribution des orientations des molécules de matrice, la propriété de photo d'asticit é de la matrice permet également de d'éterminer les contraintes résiduelles dans les composites transparents (Nairn and Zoller 1985; Sjögren et al. 1999; Andersson et al. 2000; Pawlak et al. 2001). Bas é sur la sensibilité des modes de vibration aux contraintes internes dans les phases cristallines, la technique de spectroscopie Raman est une technique bien établie pour déterminer l'état de contraintes dans les fibres encastr és dans les matrices en polymère, étant donné que certaines positions des pics (Fig. 1-16) dans le spectre Raman de la fibre varient selon les déformations présentées (Galiotis et al. 1988; Young et al. 1989; Schadler and Galiotis 1995; Nielsen and Pyrz 1997; Filiou and Galiotis 1999; Nielsen and Pyrz 2003). La diffraction de rayons X a aussi été souvent utilisée pour déterminer les contraintes r ésiduelles au sein de mat ériaux m étalliques. En l'adaptant aux composites stratifiés, cette technique peut mesurer les déformations résiduelles dans des matrices auxquelles ont été ajoutées des particules métalliques et déterminer ensuite les contraintes r ésiduelles (Fenn et al. 1993; Benedikt et al. 2001a; Benedikt et al. 2001b; Meske and Schnack 2003; Kumosa 2003).



Fig. 1-16. D écalage de pic Raman induit par les d éformations compressives sur des fibres de carbone encastr és dans une matrice PEEK (Nielsen and Pyrz 1998)

1.4.2 M éthodes de relaxation des contraintes r ésiduelles

Les méthodes non destructives ayant comme principal inconvénient l'incapacité de déterminer la distribution des contraintes résiduelles suivant l'épaisseur du stratifi é, c'est pour cela que les méthodes de relaxation des contraintes résiduelles ont été propos és. Ces méthodes destructives (rupture du premier pli, enl'èvement du pli) ou semi-destructives (méthode de la compliance, méthode du trou, méthode du trou incrémental, etc.) consistent à éliminer les matières au sein du matériau et ensuite mesurer les déformations entra în és par la relaxation de contraintes internes du matériau.

M áhode de la rupture du premier pli

La présence des contraintes résiduelles affecte les propriétés mécaniques du matériau, par exemple, la traction au sein des plis à 90 ° dans le stratifié croisé symétrique diminue la résistance à la rupture du premier pli. En analysant les valeurs expérimentales par observation expérimentale (Fig. 1-17) et théoriques (théorie des stratifiés), les résultats ont fourni une estimation des contraintes résiduelles interlaminaires (Kim and Hahn 1979; Jeronimidis and Parkyn 1988; Cowley and Beaumont 1997).



Fig. 1-17. Photographie de la rupture du pli à 90 ° dans le stratifi é $[0/\pm 45/90]_S$ (Kim and Hahn 1979)

Máhode de suppression des plis

La cons équence de la courbure de la partie restante après suppression des plis par usinage (Jeronimidis and Parkyn 1988; Cowley and Beaumont 1997; Eijpe and Powell 1997) donne la possibilit é de d'erminer les contraintes r ésiduelles en utilisant la théorie classique des stratifiés (Fig. 1-18). Pourtant, les r ésultats obtenus ne sont pas assez précis, le moyen d'usinage conduisant lui-même à des endommagements significatifs pour ces stratifiés, ce qui le rend alors responsable de l'incertitude de détermination de contraintes résiduelles dans le matériau. De plus, l'autre difficulté est de contrôler l'épaisseur de suppression qui amène encore une fois l'incertitude sur les contraintes déterminées. Dans le but de diminuer l'endommagement entraîné par l'usinage, une méthode améliorée a été développée (Manson and Seferis 1992). Cette méhode consiste à introduire des films entre les plis lors de la réalisation de l'éprouvette, ce qui facilite la suppression des plis et provoque moins d'endommagement. Par contre, ces films affectent la formation des contraintes r ésiduelles en éant source de cristallisation de la matrice, en générant des forces internes suppl émentaires, etc.



Fig. 1-18. Comparaison entre les déformations entra î és par la suppression du pli et la courbure du stratifi énon sym étrique (Eijpe and Powell 1997)

Cette méhode consiste à diminer un pli afin de pouvoir analyser la déformation des autres plis et ne permet pas de conserver le produit après la détermination des contraintes. Cependant, il est impossible de savoir si son application vient ou non perturber les contraintes internes. Les contraintes déterminées peuvent être non-représentatives des contraintes résiduelles réelles.

M áhode de la compliance

La méhode de la compliance consiste àr éaliser une succession de fentes très fines et de mesurer les déformations résultantes (Prime 1997; Prime 1999; Ersoy and Vardar 2000; Montay et al. 2005; Shokrieh et al. 2013). Elle est une méhode semidestructive du fait que l'on vient réaliser un usinage sur le matériau (Fig. 1-19) ; contrairement aux cas présent és précédemment, cet usinage est localis é et ne conduit donc pas à la destruction totale de la structure étudi ée. Cette méthode a d'abord été développ ée pour la détermination des contraintes résiduelles au sein de matériaux isotropes de structures cylindriques (Ritchie and Leggatt 1987), de couches dépos ées par laser (Finnie et al. 2003) et des éprouvettes grenaill ées (Cheng et al. 1994). Yu et al. (Yu et al. 1994) ont ensuite propos é une extension de cette méthode aux matériaux orthotropes dans le cadre de la simulation numérique, avant la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les stratifiés (Ersoy and Vardar 2000; Shokrieh et al. 2013).



Fig. 1-19. Pr ésentation de la m éhode de la compliance (Prime 1997)

M éthode du trou (incr émental)

La méhode du trou est la méhode la plus répandue pour déterminer les contraintes r siduelles (Olson and Bert 1966; Rendler and Vigness 1966b; Bert and Thompson 1968; Nawwar et al. 1976; Flaman and Manning 1985; Prasad et al. 1987a, b; Schajer 1988a, b; Sicot et al. 2003, 2004; Shokrieh and Ghasemi K 2007). Elle est adapt é à presque tous les matériaux et peut êre effectuée selon la norme ASTM E837. Cette méthode est basée sur la relaxation des contraintes par le perçage d'un trou. Il s'agit de perturber l'équilibre de l'état de contraintes au sein du matériau en accompagnant les déformations autour du trou perc ésur la surface. Les jauges de déformation (Chen et al. 2007; Pagliaro and Zuccarello 2007; Nobre et al. 2013) ou certaines techniques optiques comme par exemple l'interférométrie par moiré (Shankar et al. 2004) ou l'interférométrie de speckle (Schajer and Steinzig 2005), (Parlevliet et al. 2007b) peuvent être utilis éts dans le but de mesurer ces déformations. Il est possible de r éaliser plusieurs formes de trou, dans lesquelles le trou borgne reste le plus simple à mettre en œuvre. Cependant, le calcul des contraintes à partir des déformations reste problématique du fait qu'il est difficile de d terminer les coefficients de calibration nécessaires aux calculs. La distribution des contraintes résiduelles n'est donc pas uniforme dans la direction de profondeur du matériau. Afin de déterminer cette
distribution non uniforme, une méhode amélior é a été développ é : la méhode du trou incrémental (Flaman and Manning 1985; Lu and Flavenot 1989; Gong et al. 1999; Sicot et al. 2000; Cherouat et al. 2002; Sicot 2003; Sicot et al. 2003, 2004; Akbari et al. 2014). Cette méhode consiste à réaliser le même perçage comme la méhode du trou, sauf que celui-ci est répété plusieurs fois de manière incrémentale (Fig. 1-20). Cette méhode sera bien déaillé dans le chapitre suivant pour mieux comprendre notre nouvelle approche.



Fig. 1-20. Illustration du concept de la méthode du trou incrémental (Niku-Lari et al. 1985)

1.5 *R* éduction des contraintes r ésiduelles

En principe, les contraintes résiduelles apparaissant lors de la fabrication des composites stratifiés sont considérées comme l'un des problèmes important dans les utilisations de ces matériaux. Ces contraintes peuvent provoquer le gauchissement et le retour édastique des structures composites et peuvent également d'égrader significativement la résistance des matériaux, par le biais de formation de fissures, de d'édaminage et de la d'égradation de la ténacité et de la résistance à la fatigue. En prenant en compte les origines des contraintes résiduelles, certaines études ont été menées de manière à modifier les paramètres pertinents durant la fabrication (temps, température et pression) afin de réduire l'impact de ces contraintes.

1.5.1 Modification du cycle de cuisson

D'un point de vue qualitatif, le degré de cuisson de la matrice affecte la rétraction chimique. Les déformations thermiques dépendent fortement de la vitesse de

refroidissement durant le cycle de cuisson de composites à matrice polymère. Une étude sur un composite à matrice thermoplastique (Unger and Hansen 1993a) s'intéressait à l'effet de la vitesse de refroidissement sur la courbure d'un stratifié non sym étrique représentant les contraintes résiduelles globales au sein de la structure (Fig. 1-21), comme ce que l'on a expliqué dans la partie concernant la détermination expérimentale. La courbure diminue significativement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement (de 1,5 % / min à8000 % / min).



Fig. 1-21. Effet de la vitesse de refroidissement sur la courbure d'un stratitifé non sym étrique (Unger and Hansen 1993a)

En 1993, White and Hahn ont optimis é le cycle de cuisson et l'ont adapt é à la fabrication des composites àmatrice thermodurcissable (White and Hahn 1993). Cette étude a montré qu'une cuisson à une température plus faible peut réduire les contraintes r ésiduelles tout en s'accompagnant d'une augmentation importante du temps de cuisson (Fig. 1-22), ce qui est compatible avec l'étude menée par Hodges et al. (Hodges et al. 1989). Dans ces conditions, les propri é és m écaniques du stratifi é ont é é conserv és tandis que la courbure du stratifi é a pu être r éduite de 30%. Ils ont propos é un cycle de cuisson avec trois phases en ajoutant un palier interm édiaire à basse temp érature, ce qui a amen é une r éduction de la courbure d'environ 25% sans diminuer les propriétés mécaniques du stratifié. Ils ont aussi montré qu'une vitesse de refroidissement lente permet d'accroître l'effet de relaxation des contraintes r ésiduelles et d'aboutir à une réduction de la courbure d'environ 12%. L'augmentation de la pression pendant le cycle de refroidissement n'a aucun effet sur les contraintes r ésiduelles mais est b én éfique aux propri é és m écaniques des stratifi és. Une mod élisation de la formation des contraintes r ésiduelles par un mod èle

thermo dastique a démise en place et les résultats ont décomparés à ceux obtenus expérimentalement. Les essais ont été réalisés afin d'évaluer les effets des conditions de cuisson et d'empilement sur le retour élastique du stratifié (Sarrazin et al. 1995). Le cycle àbasse temp érature de cuisson et àfaible vitesse de refroidissement réduit le retour dastique du stratifié



Fig. 1-22. Influence du temps de cuisson sur la courbure et les propri ét és m écaniques des stratif és (White and Hahn 1993)

En tenant compte de l'effet de rétraction chimique, l'optimisation du cycle de cuisson peut mener à la modification du degré de cuisson et minimiser ensuite les contraintes r ésiduelles entra î és par la r étraction chimique (Madhukar et al. 2000; Genidy et al. 2000; Russell et al. 2000). Leurs r ésultats ont montré qu'une vitesse lente de refroidissement permet aussi de mieux relaxer les contraintes r ésiduelles.

Le concept de cycle intelligent avec refroidissement brutal et r échauffage (Fig. 1-23) a ét éd évelopp é par Kim et ses coll ègues (Kim et al. 2006a; Kim et al. 2006b) dans le but de r éduire les contraintes r ésiduelles dans les cylindres épais en composite ph énolique et carbone tiss é Selon les r ésultats exp érimentaux, les contraintes résiduelles sont réduites d'environ 30 % avec ce cycle intelligent. Un système permettant de contrôler les d éformations locales a ét é invent é en se basant sur leur travail (Kim and Lee 2007a).



Fig. 1-23. Cycle intelligent de cuisson & cycle conventionnel (Kim et al. 2006b)

1.5.2 Relaxation par post-cuisson (recuit)

L'application d'un procédé de post-cuisson ou recuit est la méthode la plus utilisée pour les mat ériaux m étalliques afin de relaxer les contraintes r ésiduelles. De la même manière, un palier de post-cuisson peut être employ é dans la fabrication de composites àmatrice polymère afin de diminuer les contraintes résiduelles. Au niveau des plis, ce processus ne diminue pas de fa con significative les contraintes r ésiduelles (Nairn and Zoller 1985). La plupart des études concernant les recuits ont été effectu és afin de r éduire les contraintes r ésiduelles au niveau global, par exemple, leur distribution selon la direction d'épaisseur (Unger and Hansen 1993a; Barnes and Byerly 1994). Cette approche est souvent utilis é dans le cas de matrices thermoplastiques, consid érant leur facilit é de relaxation au-dessus de leur temp érature de transition vitreuse (Lebrun and Denault 2010). Lebrun et Denault ont également étudié l'influence des températures de recuit et de transition vitreuse (Tg) sur les coefficients de dilatation thermique (CDTs) (Fig. 1-24) et la relaxation des contraintes résiduelles. Leurs résultats ont montréque le composite doit être recuit à une temp érature suffisamment dev é au-dessus de la Tg de la matrice afin d'assurer une dilatation de celle-ci et d'éliminer les contraintes r siduelles.



Fig. 1-24. CDTs en fonction de la temp érature pour deux cycles de cuisson (Lebrun and Denault 2010)

1.6 Influence des contraintes r ésiduelles

Les contraintes r ésiduelles amen és par le cycle thermique pendant la fabrication des composites ont une grande influence sur les performances et les applications des composites stratifi és. En se basant sur les études pr éc édentes, nous nous pencherons sur la qualit é du composite au niveau local apr ès sa fabrication. Ensuite, les cons équences des contraintes r ésiduelles sont expliqu és sur les dimensions de structure en composite ; pour terminer les études d'influence des contraintes r ésiduelles sur les propri ét és m écaniques des composites sont cit és.

1.6.1. Influence sur les d *é*auts dans les composites

La formation des contraintes résiduelles durant la cuisson dans les composites stratifiés entraînent l'apparition de plusieurs types de défaut au sein du matériau (ondulation des fibres, fissures transversales, etc.).

Le développement d'une ondulation des fibres (Fig. 1-25) pendant le cycle de cuisson a ét é dudi é et les param àres associ és ont ét é identifi és (Kugler and Moon 2002; Joyce et al. 1997; Wisnom and Atkinson 2000). La vitesse de refroidissement joue un r ôle important étant donné qu'elle affecte le temps de relaxation des contraintes résiduelles. Une grande vitesse de refroidissement entraîne alors l'obtention de contraintes importantes engendrant une ondulation des fibres. De plus, ce paramètre influe la distribution de ce d'étaut dans un stratifi é



Fig. 1-25. Détermination de l'ondulation des fibres (Kugler and Moon 2002)

Les contraintes résiduelles exercent une influence significative sur l'amorçage de l'endommagement sous charge appliquée dans les composites stratifiés, et peuvent être suffisamment grandes pour provoquer des microfissures transversales (perpendiculaire à la direction de fibre, Fig. 1-26) en cas de refroidissement rapide dans le cycle de fabrication (Crasto and Kim 1993; Hancox 1998). Ces contraintes thermiques favorisent le décollement de l'interface fibre/matrice et donc la propagation de microfissures au sein de la matrice (Filiou and Galiotis 1999).



Fig. 1-26. Microfissures transversales dans les composites CFRP (Gentz et al. 2004)

1.6.2. Influence sur les dimensions des composites

La distribution des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés n'est pas seulement li é à leurs propri é és thermiques mais aussi à leur structure (empilement, épaisseur, etc.). L'instabilité dimensionnelle est la conséquence la plus souvent mentionnée. Comme on l'a dit dans la partie portant sur la méthode de détermination, les contraintes r ésiduelles entra nent une courbure des stratifi és non sym étriques et leur relaxation durant l'utilisation conduit à une instabilité dimensionnelle de la pièce. Le gauchissement est un des challenges les plus relev és dans la conception et la fabrication des structures plates en mat étiaux composites. Il est li é directement aux contraintes r ésiduelles au sein du mat étiau r ésultant de la variation des champs de d'éformation thermiques pendant le cycle de cuisson (Tseng and Osswald 1994). La temp érature de cuisson et la vitesse de refroidissement influent le gauchissement (Fig. 1-27) de la structure finale (Sarrazin et al. 1995). Le mat étiau et la surface du moule sont bien entendu les param ètres d éterminants sur la forme finale de la structure selon l'étude précédente (Albert and Fernlund 2002; Wisnom et al. 2006).



Fig. 1-27. Gauchissement de la plaque en composite dûau gradient de fraction volumique (Bapanapalli and Smith 2005)

Dans le cas d'une structure non plate en composite, la distribution non uniforme de temp érature pendant le cycle de cuisson des composites met la structure dans un état de contrainte plus complexe et diminue la stabilit é de la forme finale de la pi èce. Au niveau de la structure globale, la contraction dans le plan est beaucoup plus faible que celle hors du plan pour la plupart des composites (Wiersma et al. 1998; Trende et al. 2000). Le r ér éxissement dans les plis internes est alors plus retenu pendant le refroidissement. Apr ès celui-ci, les deux côtés d'une courbe se rapprochent l'un et l'autre et cela aboutit à une petite augmentation de l'angle d'interception ('subtended angle'). Ce phénomène est nommé l'effet 'spring-in', comme pr ésent ée en figure 1-28.



Fig. 1-28. Illustration du phénomène 'spring-in' (Wisnom et al. 2006)

Dans le travail de Albert et Fernlund (Albert and Fernlund 2002; Fernlund et al. 2003), un certain nombre d'essais a été réalisé afin d'étudier l'influence de la structure et des paramètres de cuisson (y compris empilement et épaisseur) sur le phénomène 'spring-in' et le gauchissement de stratifiés avec empilement sym drique. Ils ont observé que le phénomène 'spring-in' d'une pièce en forme de C est plus important que celui d'une pièce en forme de L (Fig. 1-29). Les dudes suivantes (Darrow and Smith 2002; Bapanapalli and Smith 2005) ont montr é que le r dr cessement non uniforme à travers l'épaisseur est la raison principale de ce phénomène. Afin d'obtenir la forme souhaitée, il faut optimiser la forme du moule (angle et rayon) (Huang and Yang 1997). Un outil num érique a d éd évelopp éavec la m dhode des d éments finis en utilisant un mod de thermo-visco dastique dans le but d'étudier le 'spring-in' pour les pièces composites en forme de V (Clifford et al. 2006).



Fig. 1-29. Photographie des pièces (formes 'C' et 'L') étudiées (Albert and Fernlund 2002)

1.6.3. Influence sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés

Les propriétés mécaniques sont les caractéristiques les plus importantes pendant l'utilisation des composites stratifiés. Sachant que les contraintes résiduelles ont une influence significative sur la microstructure et la structure des composites, il est naturel de penser qu'elles modifient les performances mécaniques de ces derniers.

Les propriétés mécaniques (module d'Young, coefficient de Poisson, module de compression, module de flexion, etc.) des stratifiés varient selon le cycle de cuisson (degré de cuisson, distribution de température au sein du matériau, etc.) qui, lui, influence la formation des contraintes résiduelles. Il est donc difficile de savoir si les variations des propriétés mécaniques sont dues aux contraintes résiduelles ou au cycle de cuisson. Selon la théorie classique des stratifiés aux niveaux micro- et macro-mécaniques, les contraintes résiduelles ne perturbent pas les propriétés du matériau composite. De plus, jusqu'à présent, aucun résultat expérimental ne montre une quelconque influence des contraintes résiduelles sur les modules du composite.

En revanche, la variation des contraintes résiduelles affecte la résistance à la traction des stratifiés, spécialement en cas de chargement transversal. Pour les stratifiés unidirectionnels, cette influence est assez faible et peut être négligée (Cantwell et al. 1990). Dans le cas des stratifiés croisés, les plis subissent une contrainte résiduelle compressive sur la direction perpendiculaire à la fibre ; dans ce cas, la résistance à la traction dans la direction transversale d épend fortement du niveau de contrainte. Selon la théorie classique des stratifiés (Flaggs and Kural 1982; Tsai 1992), le principe de superposition peut être appliqué dans le cadre de la rupture des plis à 90° pour les stratifi és $[0_n/90_n]_s$ (Fig. 1-30). Peu d'études concernant la relation entre les contraintes résiduelles et le comportement en compression ont été menées en raison de la difficulté à identifier l'effet de contraintes résiduelles en cas de compression sur composites. La plupart des études sur ce sujet s'est concentrée sur les effets des d fauts sur la résistance à la compression pendant la fabricaiton (ondulation, void, etc.) (Potter et al. 2008; Wisnom and Atkinson 2000; Liu et al. 2004; Hern ández et al. 2013). Étant donné que les contraintes résiduelles ont une influence importante sur ces d'éfauts pendant la fabrication, une relation existe s ûrement entre le comportement en compression et les contraintes résiduelles, mais elle n'est pas assez claire.



Fig. 1-30. Influence des contraintes r ésiduelles sur la r ésistance à la rupture des plis à 90 ° pour les stratifi és $[0_n/90_n]_s$ (Flaggs and Kural 1982)

Un certain nombre de modèles ont été développés pour l'étude de l'influence de contraintes r ésiduelles sur la ténacit é des composites en modes I et II (ruptures inter laminaires, Fig. 1-31) (Domb and Hansen 1998; Unger and Hansen 1998). En négligeant l'effet des contraintes résiduelles, une erreur importante (jusqu'à 76%) appara \hat{t} sur la ténacit é en mode de d'étaminage G_I (Nairn 1997; Nairn 2000; NAIRN 2003).



Fig. 1-31. Rupture des composites en mode I et mode II (Unger and Hansen 1998)

La variation brutale des contraintes résiduelles met l'interface entre les plis orientés dans un état de contraintes complexes, ce qui joue un rôle important sur l'initiation du d'aminage (Tay 2003). En tenant compte de l'existence des contraintes résiduelles, une méthode a étéprésent ét afin d'étudier le délaminage par la méthode des éléments

finis (Unger and Hansen 1998). Les contraintes résiduelles sont responsables d'une grande partie du taux de restitution d'énergie de déformation totale en fonction des d'éformations appliquées. Il a été prouvé que la d'éformation à la rupture en tenant compte des contraintes résiduelles ne représente que 73% du résultat obtenu, et donc les contraintes résiduelles doivent être prises compte dans le calcul. L'étude a montré aussi que les contraintes résiduelles imposent une réduction sur la résistance à la rupture en modes I et II, et que ces influences sont encore plus importantes en considérant l'effet de bord libre ('free-edge effect') (Fig. 1-32) (Unger and Hansen 1998; Hsueh et al. 2006).



Fig. 1-32. D daminage dans le stratifi é [35/-35/0/90]_S (Unger and Hansen 1998)

1.7 Conclusion

Ce chapitre a présenté de manière générale les contraintes résiduelles dans les composites stratifiés à matrice organique. De nombreuses études ont permis de connaître l'origine des contraintes et leur formation durant le cycle de cuisson de la fabrication. Ce chapitre a résumé les méthodes de détermination des contraintes résiduelles de deux aspects différents : méthodes théoriques/analytiques et méthodes expérimentales. Ces méthodes ont été énumérées selon le principe de détermination. Ensuite, les études bibliographiques ont montré que la modification du cycle de cuisson permet de relaxer les contraintes résiduelles dans les stratifiés. Enfin, les influences des contraintes résiduelles sur composites stratifiés ont été résumées de plusieurs façons: d'étauts dans les matériaux, stabilité dimensionnelle de la structure et comportement métanique des stratifiés.

Chapitre 2. D étermination des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

| 2.1 | Intr | roduction | .38 |
|-----|------|--|-----|
| 2.2 | L'h | istoire de la méthode du trou | .38 |
| 2.3 | Une | e nouvelle approche propos é | .46 |
| 2.4 | Ada | aptation du mod de àla m éthode du trou incrémental | 51 |
| 2.5 | Dớ | termination des coefficients de calibration | .56 |
| 2.6 | Ré | alisation du per çage du trou incr énental | .62 |
| 2.6 | 5.1. | Fabrication des pi èces | .62 |
| 2.6 | 5.2. | Dispositif et param ères du per çage | .64 |
| 2.6 | 5.3. | R éalisation du trou incr émental et des mesures | .73 |
| 2.6 | 5.4. | D formations autour du trou | .75 |
| 2.7 | Co | ntraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ | .79 |
| 2.7 | 7.1. | R ésultats de contraintes r ésiduelles pour le stratifi é $[0_2/90_2]_S$ | .79 |
| 2.7 | 7.2. | R ésultats de contraintes r ésiduelles pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ | .82 |
| 2.8 | Coi | nclusion | .87 |

2.1 Introduction

Dans le premier chapitre, on a introduit les méhodes disponibles pour déerminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés. Ce chapitre consiste à déerminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]$ s par la méhode du trou incrémental. Dans un premier temps, l'état de l'art et les limites des études actuelles seront présentés, une description de cette méhode sera déaillée afin de mieux comprendre une nouvelle approche développée par la suite dans ce chapitre. En se basant sur la méanique des composites stratifiés, nous proposons une nouvelle approche qui établit une relation entre les contraintes résiduelles et les déformations relaxantes autour du trou percé, afin d'adapter la méthode du trou incrémental à notre étude. À l'aide de simulations numériques, les coefficients de calibration seront déermin és par le développement d'un outil informatique automatisant la tâche. Enfin, les essais de la méthode du trou incrémental sont réalis és : les résultats des contraintes résiduelles prouvent la fiabilit é et la précision de cette méthode et valident l'approche proposée. D'après les résultats obtenus, nous allons établir une relation entre les contraintes résiduelles et les résultats obtenus, nous allons établir une relation entre les contraintes résiduelles et l'orientation des plis θ dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]$ s.

2.2 L'histoire de la méthode du trou

La méhode du trou pour déerminer les contraintes résiduelles par perçage date du début des années 1930. Mathar (Mathar 1934) inventait un moyen mécanique applicable à la déermination des contraintes résiduelles parallèles et adjacentes à une surface plane où les contraintes résiduelles dans la direction d'épaisseur sont négligeables. Cette méhode, appelée méhode du trou, est basée sur la mesure de la relaxation des contraintes de surface causée par le forage d'un trou, et comporte trois aspects principaux :

- 1) Percer un trou de quelques millim àres dans la zone d'int ér êt ;
- 2) Mesurer les déformations sur la surface de l'éprouvette autour du trou perc é;
- 3) Calculer les contraintes r ésiduelles correspondantes.

Des précautions doivent être prises pour le perçage du trou ainsi qu'au niveau de l'emplacement, àl'installation et à la lecture des jauges de d'éformation. Cette m éthode avait ét é limit ée aux mat ériaux macroscopiquement homog ènes et isotropes. Il faut noter que les tests de calibrage ont dû être accomplis sur des échantillons pris dans le m ême mat ériau pour chaque investigation. En 1966, cette m éthode a ét é am élior ée par

Rendler et Vigness (Rendler and Vigness 1966a) en diminant la nécessité d'une calibration pour chaque matériau. Dans leurs travaux, les relations entre les déformations et les contraintes résiduelles autour du trou ont été obtenues par un mod de adimensionnel, et l'amélioration est accomplie en supposant une certaine forme fonctionnelle pour la distribution des déformations en surface. Deux constantes dans la distribution des déformations doivent être déterminées par les expériences en appliquant des contraintes uniaxiales.

Un trou perc é dans une plaque précontrainte changera le champ de déformation en surface autour du trou. Le changement de déformation obtenu en perçant d'une profondeur z à une autre $z + \Delta z$, comme montr é en figure 2-1, est montr é comme suit :

$$\Delta \varepsilon_z(\alpha) = K_z(\alpha) \sigma_z \Delta z \tag{2.1}$$

Avec

- $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}_{\boldsymbol{z}}(\boldsymbol{\alpha})$: Changement de d'éformation en surface,
- α : Angle entre l'axe de contrainte et une direction radiale suppos é,
- K_z : Param ètre associant la profondeur et l'angle α ,
- σ_z : Contrainte résiduelle à la profondeur z,
- Δz : Distance creus ée.



Fig. 2-1. Configuration des jauges dans une plaque précontrainte (Rendler and Vigness 1966a)

Pour simplifier le calcul, on peut considérer le cas dans lequel tous les éléments sont pris dans toute la profondeur du trou et cette formule devient alors :

$$\varepsilon_{\alpha} = K(\alpha)\sigma \tag{2.2}$$

Si l'on considère deux contraintes principales dans un plan parallèle à la surface, et bien sûr, perpendiculaires l'une à l'autre, on a alors :

$$\varepsilon_{\alpha} = K(\alpha)\sigma_{I} + K\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right)\sigma_{II}$$
(2.3)

Qualitativement, la contrainte radiale causée par le trou percé de diamètre ('d') à une distance fix é à partir du centre est présent é dans les diagrammes polaires ci-dessus. Les deux cas montrent l'existence de deux contraintes uni axiales, l'une selon l'axe x et l'autre selon y. $K(\alpha)$ est alors une fonction paire, comme présent é en figure 2-2, et peut être représent é par la s érie suivante :

$$K(\alpha) = \sum_{n} A_n \cos 2n\alpha$$
, $n = 0, 1, 2, 3...$ (2.4)



Fig. 2-2. D formation comme la distance radiale entre le cercle jauge et l'ellipse pour les contraintes uniaxiales (a) l'axe x, (b) l'axe y (Rendler and Vigness 1966a)

Par approximation, seulement les deux premiers termes sont conserv és, donc on a :

$$K(\alpha) = A + B\cos 2\alpha \tag{2.5}$$

La d formation devient alors :

$$\varepsilon_{\alpha} = [A + B\cos 2(\theta - \beta)]\sigma_{I} + \left[A + B\cos 2\left(\theta - \beta + \frac{\pi}{2}\right)\right]\sigma_{II}$$
(2.6)

Dans le cadre du calcul des contraintes, les trois jauges correspondant respectivement aux angles $\theta = 0, \frac{\pi}{4}, \frac{\pi}{2}$ sont utilis és. Apr ès avoir calcul éces trois fonctions, on obtient les contraintes r ésiduelles principales dans leurs directions principales :

$$\begin{cases} \sigma_{I} = \frac{(A+Bsin\gamma)\varepsilon_{1} - (A-Bcos\gamma)\varepsilon_{2}}{2AB(sin\gamma+cos\gamma)} \\ \sigma_{II} = \frac{(A+Bcos\gamma)\varepsilon_{2} - (A-Bcos\gamma)\varepsilon_{1}}{2AB(sin\gamma+cos\gamma)} \\ \phi = tan^{-1} \left(\frac{\varepsilon_{1} - 2\varepsilon_{2} + \varepsilon_{3}}{\varepsilon_{1} - \varepsilon_{3}}\right) \end{cases}$$
(2.7)

On notera par la suite $\phi = -2\beta$.

Bien que les approches présentées facilitent grandement la détermination des contraintes résiduelles, leurs limites sont aussi évidentes, car cette approche n'est applicable que pour les matériaux isotropes. Certains auteurs ont adapté cette approche sur les matériaux anisotropes, en particulier les matériaux orthotropes. Inspir és par les travaux de Rendler et Vigness, Bert et Thompson (Bert and Thompson 1968) ont développé une approche pour une utilisation à un matériau orthotrope rectangulaire (Fig. 2-3). Ils ont introduit une troisi ème constante C dans leur théorie.



Fig. 2-3. Configuration des jauges et système utilis épar Bert et Thompson (Bert and Thompson 1968)

La variation de d'éformation qui se produit à n'importe quel endroit à une distance radiale fixe àpartir du centre du trou peut être exprim ét par :

$$\varepsilon_{\alpha} = K(\alpha)\sigma_{11} + K\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right)\sigma_{22} + L(\alpha)\sigma_{12}$$
(2.8)

Avec

 ε_{α} :Déformation mesurée dans l'angle α , $K(\alpha) L(\alpha)$:Fonctions de distribution des d'éformations suivant α .

En considérant les résultats issus des travaux de Rendler et Vigness (Rendler and Vigness 1966a), on peut supposer que les fonctions distributionnelles de déformation ont pour forme :

$$\begin{cases} K(\alpha) = A + B\cos 2\alpha \\ L(\alpha) = C\sin 2\alpha \end{cases}$$
(2.9)

En combinant les équations 2.8 et 2.9, on obtient alors la déformation suivante :

$$\varepsilon_{\alpha} = [A + B\cos 2\alpha]\sigma_{11} + \left[A + B\cos 2\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right)\right]\sigma_{22} + [C\sin 2\alpha]\sigma_{12}$$
(2.10)
Avec les angles $\theta = 0, \frac{\pi}{4}, \frac{\pi}{2}, \text{ on a :}$

$$\begin{cases} \varepsilon_{a} = [A+B]\sigma_{11} + [A-B]\sigma_{22} \\ \varepsilon_{b} = A\sigma_{11} + A\sigma_{22} + C\sigma_{12} \\ \varepsilon_{c} = [A-B]\sigma_{11} + [A+B]\sigma_{22} \end{cases}$$
(2.11)

Cette équation peut- être r éécrite sous forme de matrice :

$$\begin{bmatrix} A+B & 0 & A-B \\ A & C & A \\ A-B & 0 & A+B \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \tau_{xy} \\ \sigma_y \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_a \\ \varepsilon_b \\ \varepsilon_c \end{bmatrix}$$
(2.12)

Ce qui donnerait comme solutions :

$$\begin{cases} \sigma_{11} = [(A+B)\varepsilon_a - (A-B)\varepsilon_c]/4AB\\ \sigma_{22} = [(A+B)\varepsilon_c - (A-B)\varepsilon_a]/4AB\\ \sigma_{12} = (2\varepsilon_b - \varepsilon_a - \varepsilon_c)/2C \end{cases}$$
(2.13)

Compar éavec les relations contrainte-d dormation dans la plaque sans trou :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \sigma_{11}/E_{11} - \nu_{21}\sigma_{22}/E_{22} \\ \varepsilon_{22} = \sigma_{22}/E_{22} - \nu_{12}\sigma_{11}/E_{11} \\ \varepsilon_{12} = \sigma_{12}/G \end{cases}$$
(2.14)

On peut supposer que les constantes A, B et C contiennent les constantes du mat ériau dastique.

En considérant une plaque trouée et à l'aide des travaux de Rendler et Vigness (Rendler and Vigness 1966a), les relations entre les contraintes et les déformations s'écrivent alors :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11} = k_1 \sigma_{11} / E_{11} - k_2 \nu_{21} \sigma_{22} / E_{22} \\ \varepsilon_{22} = k_3 \sigma_{22} / E_{22} - k_4 \nu_{12} \sigma_{11} / E_{11} \\ \varepsilon_{12} = k_5 \sigma_{12} / G \end{cases}$$
(2.15)

Comme ce que l'on a vu dans l'équation 2.15, cinq constantes sont n écessaires en g én éral pour les mat ériaux orthotropes. Cependant, m ême si ces constantes existent toutes, deux d'entre elles sont dépendantes des autres :

(2.16)

$$k_3 = k_1 E_{22} / E_{11}$$

$$k_5 = k_2 \left(\nu_{21} / \nu_{12} \right) \left(E_{11} / E_{22} \right)$$

Cette solution a été utilis ée pendant plus de 20 ans dans le cadre de la méhode du trou pour les matériaux orthotropes. Pendant cette période, Lake, Appl et Bert (Lake et al. 1970) ont étudi é l'applicabilit é de cette méhode pour la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les plaques relativement minces rectangulaires en matériaux orthotropes. Ils ont déterminéque, dans le cas de mesures effectu ées pour un ratio particulier entre la profondeur du trou et son diamètre, les similitudes existant pour des plaques épaisses ne sont pas présentes dans le cas de plaques relativement minces, ce qui implique que les tests de calibrage doivent être effectu és pour chaque combinaison de taille de jauge et d'épaisseur de plaque. D'ailleurs, il est constaté qu'il n'est pas nécessaire de percer un trou àune profondeur optimale pour les plaques minces en matériaux orthotropes.

En plus des travaux suscités, d'autres auteurs ont complété l'approche proposée par Bert et Thompson (Bert and Thompson 1968). Naik et Sahani (Naik and Sahani 1984) ont rapporté une étude expérimentale similaire sur un composite renforcé par du tissu de verre. Wang (Wang 1988) a étudié les effets de la position du trou sur les contraintes définitives et a proposé une solution fonctionnant dans le cas d'un trou excentré par rapport aux jauges. Prasad et Prabhakaran (Prasad et al. 1987a) ont essayé de déterminer les trois constantes de calibration pour les plaques minces en matériaux orthotropes en employant l'approche développée par Savin (Savin et al. 1967). Les essais ont étéréalis és sur une plaque compos ée de plis unidirectionnels de graphite-polyamide fortement orthotropes afin de vérifier l'exactitude des résultats (Prasad et al. 1987b).

Cette théorie semble parfaitement fonctionner pour déterminer les contraintes résiduelles concernant les matériaux orthotropes jusqu'à 1994, année où Schajer et Yang (Schajer and Yang 1994) ont donné leur point de vue. Suivant la méthode décrite par Smith (Smith 1944), une solution mathématique décrivant les déplacements autour du trou dans une plaque orthotrope a étéutilis ét pour déterminer

la relation entre les contraintes résiduelles et les déformations. L'équation 2.17 présente, selon cette approche (Smith 1944), les déplacements en surface pour tout point de coordonnées (x, y) autour du trou de rayon r_a en fonctions des paramètres matériaux (E_x, E_y, G_{xy}) et des contraintes appliquées ($\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$).

$$u = \frac{\alpha^{2}m^{2} + v_{xy}}{m(\alpha - \beta)E_{x}(1 - \alpha m)} [Y_{1}(1 + \beta m)\tau_{xy} - X_{1}(\sigma_{x} - \beta m\sigma_{y})] + \frac{\beta^{2}m^{2} + v_{xy}}{m(\beta - \alpha)E_{x}(1 - \beta m)} [Y_{2}(1 + \alpha m)\tau_{xy} - X_{2}(\sigma_{x} - \alpha m\sigma_{y})] v = \frac{1 + \alpha^{2}m^{2}v_{xy}}{\alpha m^{2}(\alpha - \beta)E_{y}(1 - \alpha m)} [X_{1}(1 + \beta m)\tau_{xy} - Y_{1}(\sigma_{x} - \beta m\sigma_{y})] + \frac{1 + \beta^{2}m^{2}v_{xy}}{\beta m^{2}(\beta - \alpha)E_{y}(1 - \beta m)} [X_{2}(1 + \alpha m)\tau_{xy} + Y_{2}(\sigma_{x} - \alpha m\sigma_{y})]$$

(2.17)

Avec

$$m = \sqrt[4]{\frac{E_x}{E_y}}$$

$$\kappa = \frac{1}{2}\sqrt{E_x E_y} \left(\frac{1}{G_{xy}} - \frac{2v_{xy}}{E_x}\right)$$

$$\alpha = \sqrt{\kappa + \sqrt{(\kappa^2 - 1)}} \beta = \sqrt{\kappa - \sqrt{(\kappa^2 - 1)}}$$

$$\psi_1 = \frac{1}{2} \arctan\left[\frac{2\alpha mxy}{\left(x^2 - r_a^2 - \alpha^2 m^2(y^2 - r_a^2)\right)}\right] \qquad \psi_2 = \frac{1}{2} \arctan\left[\frac{2\beta mxy}{\left(x^2 - r_a^2 - \beta^2 m^2(y^2 - r_a^2)\right)}\right]$$

$$X_1 = x - W_1 \cos \psi_1 \qquad X_2 = x - W_2 \cos \psi_2$$

$$Y_1 = \alpha my - W_1 \sin \psi_1 \qquad Y_2 = \beta my - W_2 \sin \psi_2$$

$$W_1 = \sqrt[4]{\left(x^2 - r_a^2 - \alpha^2 m^2(y^2 - r_a^2)\right)^2 + (2\alpha mxy)^2}$$

$$W_2 = \sqrt[4]{\left(x^2 - r_a^2 - \beta^2 m^2(y^2 - r_a^2)\right)^2 + (2\beta mxy)^2} \qquad (2.18)$$

Il reste tout de même une limite à cette approche. Cette solution est exclusivement valide pour $\kappa > 1$. Cette limite impose un module de cisaillement relativement faible par rapport au module d'élasticité.

À l'aide des travaux de Schajer en 1993 (Schajer 1993), dans lesquels un proc éd é simple et efficace a ét é d écrit pour calculer la d éformation en utilisant les donn ées de déplacement, Schajer a montré que, dans le cas du perçage d'une plaque orthotrope, l'approche originale n'a pas été validée dans tous les cas et que suivant le degr é d'orthotrope (par exemple, E_x/E_y , G_{xy} etc.). Les d éformations suivant toutes les directions autour du trou ont ét é présent ées en figure 2-4. Les résultats à gauche montrent l'effet du rapport E_x/E_y sur les d éformations autour du trou dans le cas de fixation G_{xy} ; l'effet de G_{xy} a ét é présent é dans la figure de droite. Et alors, le champ de d éplacement autour du trou ne peut pas se mettre sous une forme trigonom étrique aussi simple.



Fig. 2-4. D dformations suivant toutes les directions autour du trou (Schajer 1993)

Schajer (Schajer and Yang 1994) a indiqué qu'il est nécessaire d'introduire une approche nouvelle pour prendre réellement en compte le caractère orthotrope du matériau. Il a propos él'équation suivante dérivée de l'équation 2.12.

$$\frac{1}{\sqrt{E_x E_y}} \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} \\ c_{21} & c_{22} & c_{23} \\ c_{31} & c_{32} & c_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \tau_{xy} \\ \sigma_y \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \end{bmatrix}$$
(2.19)

Les souplesses élastiques c_{11} - c_{33} ne sont en g én éral aucunement li és aux constantes trigonom étriques A, B et C. Le facteur $1/\sqrt{E_x E_y}$ est inclut afin que les souplesses soient des constantes sans dimensions. Les valeurs des souplesses dans l'équation d épendent des propri ét és élastiques orthotropes du sp écimen, du diam ètre du trou et de la géométrie de jauge. D'ailleurs, dans son travail, Schajer (Schajer 1993) a d étermin é les valeurs num ériques des souplesses destin és à être utilis és pour une certaine gamme de constantes dastiques. Si x et y sont les directions principales des mat ériaux orthotropes, les termes c_{12} et c_{23} sont nuls. Shokrieh et Grasemi K. (Shokrieh and Ghasemi K 2007) ont d étermin é les facteurs pr écis de calibrage pour la plaque orthotrope, et ont ensuite compar é leurs r ésultats avec les donn és obtenues par Schajer (Schajer and Yang 1994).

2.3 Une nouvelle approche propos ée

Après avoir vu les théories pour la méthode du trou, on doit remarquer que le problème essentiel est de trouver une relation entre les déformations en surface et les contraintes résiduelles internes. Malgréle grand développement de cette méthode, ses limites ne doivent pas être négligées. Le but de présenter l'histoire de cette méthode est de trouver une nouvelle solution convenable à notre application. Dans notre étude, on s'intéresse à la distribution des contraintes résiduelles dans les stratifiés avec empilement $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta \in [0,90]$). En considérant que le stratifié $[0_2/\theta_2]_s$ est un composite anisotrope, les relations existantes ne sont pas directement exploitables pour notre application et nous devons alors développer une nouvelle approche.

On peut faire l'hypothèse que les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és sont dans un état plan de contrainte. Cette hypothèse est propos és suite à deux faits. D'une part, la configuration de la plaque : l'épaisseur de chaque pli est d'environ 0,1- 0,2mm, le stratifi é compos é par ces plis est une plaque mince (les dimensions d'épaisseur sont tr ès inférieures aux deux autres directions) ; d'autre part, conformément à la théorie classique des stratifi és, les contraintes r ésiduelles perpendiculaires au plan de pli à cause du cycle de cuisson thermique sont beaucoup plus faibles que les contraintes se situant dans le plan et peuvent donc être n églig ées (Sicot et al. 2003). De ce fait, l'hypothèse des contraintes planes permet de passer d'une structure à trois dimensions 3D (x, y, z) àdeux dimensions 2D (x, y).

On suppose un état de contraintes r ésiduelles dans une plaque tel que :

$$\sigma_{(o,X,Y)} = \begin{bmatrix} \sigma_I & 0\\ 0 & \sigma_{II} \end{bmatrix}$$
(2.20)

On d'finit un repère global pour la plaque, dans lequel la direction 'x' représente la direction de la fibre unidirectionnelle. Une procédure de changement de repère est utilis \notin pour exprimer le tenseur des contraintes principales dans le repère global. L'angle β est entre la direction principale 'X' des contraintes résiduelles et la

direction 'x' suppos é (la direction de la fibre unidirectionnelle). Pour cela, une matrice de passage P est ainsi construite:

$$P = \begin{bmatrix} \cos\beta & \sin\beta \\ -\sin\beta & \cos\beta \end{bmatrix}$$
(2.21)

On trouve alors :

$$\sigma_{(o,x,y)} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} \\ \tau_{xy} & \sigma_y \end{bmatrix} = P^{-1} \sigma_{(o,X,Y)} P$$
(2.22)

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{\sigma_I + \sigma_{II}}{2} - \frac{\sigma_I - \sigma_{II}}{2} \cos 2\beta \\ \sigma_y = \frac{\sigma_I + \sigma_{II}}{2} + \frac{\sigma_I - \sigma_{II}}{2} \cos 2\beta \\ \tau_{xy} = \frac{\sigma_I - \sigma_{II}}{2} \sin 2\beta \end{cases}$$
(2.23)

En utilisant la méthode du trou, les valeurs des déformations autour du trou sont nécessaires. Ici, on suppose que la déformation mesurée se situe dans un repère cylindrique d'angle de rotation θ pour axe de référence 'x', comme présenté en figure 2-5. En changeant de système de coordonnées, on peut arriver au tenseur cylindrique des contraintes :

$$\sigma_{(o,r,\theta)} = \begin{bmatrix} \sigma_r & \tau_{r\theta} \\ \tau_{r\theta} & \sigma_{\theta} \end{bmatrix}$$
(2.24)

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cos 2\theta + \tau_{xy} \sin 2\theta \\ \sigma_\theta = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} - \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cos 2\theta - \tau_{xy} \sin 2\theta \\ \tau_{r\theta} = -\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \sin 2\theta + \tau_{xy} \sin 2\theta \end{cases}$$
(2.25)



Fig. 2-5. Diagramme sch énatique du syst ème de coordonn és, des composantes des contraintes et de localisation de la jauge

Pour simplifier les expressions, on pose

$$\begin{cases} X = \sigma_I + \sigma_{II} \\ Y = \sigma_I - \sigma_{II} \end{cases}$$
(2.26)

On obtient alors :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{1}{2}X - \frac{1}{2}Y\cos 2\beta \\ \sigma_y = \frac{1}{2}X + \frac{1}{2}Y\cos 2\beta \\ \tau_{xy} = \frac{1}{2}Y\sin 2\beta \end{cases}$$
(2.27)

En combinant les équations 2.25 et 2.27, l'état des contraintes dans le repère cylindrique peut être obtenu en fonction des contraintes principales :

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{1}{2}X + \frac{1}{2}Y\cos 2\beta \cos 2\theta + \frac{1}{2}Y\sin 2\beta \sin 2\theta \\ \sigma_\theta = \frac{1}{2}X - \frac{1}{2}Y\cos 2\beta \cos 2\theta - \frac{1}{2}Y\sin 2\beta \sin 2\theta \\ \tau_{r\theta} = -\frac{1}{2}Y\cos 2\beta \sin 2\theta + \frac{1}{2}Y\sin 2\beta \cos 2\theta \end{cases}$$
(2.28)

Selon la théorie d'élasticité des matériaux anisotropes, pour une plaque sans trou, la loi de Hooke devient :

$$\begin{cases} \varepsilon_r \\ \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_{r\theta} \end{cases} = C \begin{cases} \sigma_r \\ \sigma_{\theta} \\ \sigma_{r\theta} \end{cases}$$
 (2.29)

Où *C* est la matrice de souplesse :

$$C = \begin{bmatrix} C_{xx} & C_{xy} & C_{xs} \\ Z & Z & Z \\ Z & Z & Z \end{bmatrix}$$
(2.30)

Les él éments inconnus ont ét énot és Z.

Pour la plaque trou é, la théorie des matériaux anisotropes qui peut expliquer la relation entre les déformations et les contraintes n'existe pas à cause de sa complexité. Afin de compléter cette lacune, on introduit trois inconnues (f_1, f_2, f_3) en fonction de la géométrie du trou et des configurations du composite stratifié pour calculer la déformation dans la direction radiale. Pour cela, l'équation 2.29 devient :

$$\begin{cases} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \\ \varepsilon_{r\theta} \end{cases} = \begin{bmatrix} \mathcal{C}_{xx}f_1 & \mathcal{C}_{xy}f_2 & \mathcal{C}_{xs}f_3 \\ Z' & Z' & Z' \\ Z' & Z' & Z' \end{bmatrix} \begin{cases} \sigma_r \\ \sigma_\theta \\ \sigma_r \\ \sigma$$

Les \mathcal{A} éments inconnus dans la matrice de souplesse deviennent Z' dans cette équation.

Alors, la déformation radiale autour du trou peut être trouvée en utilisant l'équation 2.28 :

$$\varepsilon_r = \frac{c_{xx}f_1 + c_{xy}f_2}{2}X + \frac{c_{xx}f_1 - c_{xy}f_2}{2}Ycos[2(\theta - \beta)] + c_{xs}f_3Ysin[2(\beta - \theta)]$$
(2.32)

Si l'on suppose que $A = \frac{C_{xx}f_1 + C_{xy}f_2}{2}$, $B = \frac{C_{xx}f_1 - C_{xy}f_2}{2}$ et $C = C_{xs}f_3$ alors la relation entre la déformation en surface et les contraintes résiduelles est donnée par l'équation suivante :

$$\varepsilon_r = AX + BY \cos[2(\theta - \beta)] + CY \sin[2(\beta - \theta)]$$
(2.33)

En considérant la configuration des jauges suivante (Fig. 2-6), c'est-àdire en prenant les déformations ε_1 , ε_2 , ε_3 égales à $\theta = 0^\circ$, 135°, -90° .



Fig. 2-6. Configuration de la rosette des jauges (cas 1)

En utilisant l'équation 2.33, on a :

$$\begin{cases} \varepsilon_{1} = \varepsilon_{r/0^{\circ}} = AX + BYcos[2(0-\beta)] + CYsin[2(\beta-0)] \\ \varepsilon_{2} = \varepsilon_{r/135^{\circ}} = AX + BYcos\left[2\left(\frac{3}{4}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta - \frac{3}{4}\pi)] \\ \varepsilon_{3} = \varepsilon_{r/-90^{\circ}} = AX + BYcos\left[2\left(-\frac{1}{2}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta + \frac{1}{2}\pi)] \end{cases}$$
(2.34)

Les trois inconnues, i.e. les contraintes résiduelles principales et la direction principale peuvent être d étermin és :

$$\begin{cases} \sigma_{I} = \frac{(Bsin\gamma - Ccos\gamma + A)\varepsilon_{1} + (Bcos\gamma + Csin\gamma - A)\varepsilon_{2}}{2A[B(sin\gamma + cos\gamma) + C(sin\gamma - cos\gamma)]} \\ \sigma_{II} = \frac{(Bsin\gamma - Ccos\gamma - A)\varepsilon_{1} + (Bcos\gamma + Csin\gamma + A)\varepsilon_{2}}{2A[B(sin\gamma + cos\gamma) + C(sin\gamma - cos\gamma)]} \\ tan\phi = -\frac{B(2\varepsilon_{2} - \varepsilon_{1} - \varepsilon_{3}) + C(\varepsilon_{3} - \varepsilon_{1})}{C(2\varepsilon_{2} - \varepsilon_{1} - \varepsilon_{3}) - B(\varepsilon_{3} - \varepsilon_{1})} \end{cases}$$

$$(2.35)$$

$$Avec \phi = 2\beta.$$



Fig. 2-7. Configuration de la rosette des jauges (cas 2)

Si l'on a installé la rosette des jauges d'une autre façon (Fig. 2-7), les déformations $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ correspondent à $\theta = 0^\circ, -135^\circ, 90^\circ$.

L'équation 2.33 devient :

$$\begin{cases} \varepsilon_{1} = \varepsilon_{r/0^{\circ}} = AX + BYcos[2(0-\beta)] + CYsin[2(\beta-0)] \\ \varepsilon_{2} = \varepsilon_{r/-135^{\circ}} = AX + BYcos\left[2\left(-\frac{3}{4}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta + \frac{3}{4}\pi)] \\ \varepsilon_{3} = \varepsilon_{r/90^{\circ}} = AX + BYcos\left[2\left(\frac{1}{2}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta - \frac{1}{2}\pi)] \end{cases}$$
(2.36)

On obtient alors :

$$\begin{cases} \sigma_{I} = \frac{(Ccos\gamma + A - Bsin\gamma)\varepsilon_{1} + (Bcos\gamma + Csin\gamma - A)\varepsilon_{2}}{2A[B(cos\gamma - sin\gamma) + C(sin\gamma + cos\gamma)]} \\ \sigma_{II} = \frac{(Ccos\gamma - A - Bsin\gamma)\varepsilon_{1} + (Bcos\gamma + Csin\gamma + A)\varepsilon_{2}}{2A[B(cos\gamma - sin\gamma) + C(sin\gamma + cos\gamma)]} \\ tan\phi = -\frac{B(2\varepsilon_{2} - \varepsilon_{1} - \varepsilon_{3}) - C(\varepsilon_{3} - \varepsilon_{1})}{C(2\varepsilon_{2} - \varepsilon_{1} - \varepsilon_{3}) + B(\varepsilon_{3} - \varepsilon_{1})} \end{cases}$$
(2.37)

Avec $\phi = 2\beta$.

2.4 Adaptation du modèle à la méthode du trou incrémental

Comme l'on a vu dans les parties précédentes, on peut en général distinguer deux types de distribution des contraintes au sein du matériau : contraintes uniformes et non-uniformes, selon leurs variations suivant la profondeur.

Le plus souvent, la méthode du trou est utilisée en supposant que les contraintes résiduelles ne varient pas sur toute la profondeur du trou. La détermination des contraintes uniformes est simple et normalisée en considérant qu'il existe seulement trois inconnues dans la formule qui exprime la relation entre les contraintes résiduelles et les déformations mesurées en surface. Les trois inconnues dans la formule peuvent être calibrées par méthode expérimentale en appliquant le champ de contraintes uniformes connu, et peuvent être utilisées directement (Beaney 1976). Dans ce cas, on peut directement utiliser le mod de que l'on a présenté au-dessus afin d'obtenir les contraintes résiduelles uniformes dans les matériaux. L'hypothèse de contrainte uniforme réduit considérablement la sensibilité mathématique aux erreurs sur les données mesurées.

Dans les autres cas, il y a également grand int ét à d derminer les contraintes r ésiduelles non uniformes et elles varient suivant la profondeur à partir de la surface de l'échantillon. Les premiers efforts (Bathgate 1968; Kelsey 1956) ont été faits en modifiant la méthode du trou. Pourtant, la difficile détermination des coefficients expérimentaux a limité le développement de cette amélioration. Niku-Lari et Lu (Niku-Lari et al. 1985) ont proposé une approche qui ont permis de calibrer les coefficients dans les théories par la méthode des éléments finis. Dans leur proposition, la détermination des contraintes résiduelles non uniformes s'effectue à l'aide des donn és de d'éormation mesur és à diff érentes profondeurs en utilisant la méhode du trou incrémental et l'influence de la variation de géométrie du trou sur les résultats est retenue. Cette m éhode a ététout de suite appliquée aux m éaux grenaillés et trempés. Inspir é par la même id ée, Schajer (Schajer 1988a, b) a fait ses études sur ce problème et a propos é une m éhode nomm é « m éhode int égrale ». Le principe de la m éhode int égrale et de la méthode du trou incrémentale est identique, sauf que les formules précises sont sous différentes formes. Dans les composites stratifiés, les contraintes r ésiduelles obtenues à cause du cycle de cuisson ne sont pas uniformes à la direction de profondeur. Et alors, la méthode du trou incrémentale qui nous permet de

d derminer les contraintes r ésiduelles non-uniformes dans les mat ériaux isotropes est adapt ée pour une application aux composites stratifi és crois és $[0_2/90_2]_s$ par Sicot et Gong (Sicot et al. 2003, 2004). À l'égard des relations entre les déformations autour du trou et les contraintes r ésiduelles au sein du stratifi és, ils ont choisi le mod de propos é par Bert (Bert and Thompson 1968) et Lake (Lake et al. 1970) afin de prendre en compte l'effet de l'orthotropie du mat ériau.

Dans notre étude, la formule propos ét permet de d'éterminer les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és avec les propri ét és anisotropiques, par exemple le stratifi é $[0_2/\theta_2]_s$. En consid érant leur distribution non-uniforme à travers l'épaisseur du stratifié, il nous faut donc adapter notre approche àla m éthode du trou incr émental.

On considère que ce modèle est valide pour une couche relativement mince d'épaisseur h_i . On considère également que les contraintes résiduelles principales sont constantes sur toute l'épaisseur de cette couche. Cela revient à décomposer la distribution réelle des contraintes sous une forme incrémentale, comme indiqué en figure 2-8. Cette décomposition n écessite de prendre en considération la variation de déformation entra \hat{n} é par le changement de géométrie du trou et la redistribution des contraintes après chaque incrément de perçage. Il convient également de prendre en compte la contribution de chacune des couches 'i' à la déformation en surface provoqu é par le perçage du n^{ième} incrément.



Fig. 2-8. Principe de la décomposition incrémentale des contraintes résiduelles

Nous supposons que le trou a été percé jusqu'au n^{ième} incrément. À cet instant, les contraintes résiduelles dans la i^{ième} couche (i < n) sont déjà connues et not és σ_{Ihi} , σ_{IIhi} , β_i . La déformation (ε_{in}) provoqu é par la libération des contraintes résiduelles dans cette couche peut être donnée en s'adaptant au caractère incrémental :

 $\varepsilon_{in} = A_{in}(\sigma_{Ihi} + \sigma_{IIhi}) + B_{in}(\sigma_{Ihi} - \sigma_{IIhi})cos[2(\theta - \beta_i)] + C_{in}(\sigma_{Ihi} - \sigma_{IIhi})sin[2(\beta_i - \theta)]$ (2.38) Où:

 $\sigma_{Ihi} \sigma_{IIhi}$: Contraintes r ésiduelles principales dans la i^{i ème} couche,

 ε_{in} : Contribution de la i^{i àme} couche à la déformation totale après le n^{i àme} incrément,

 $\mathbf{A}_{in}, \mathbf{B}_{in}, \mathbf{C}_{in}$: Coefficients de calibration de i^{i ème} couche correspondant au n^{i ème} incrément,

 $\boldsymbol{\beta}_i$: Angle entre la direction principale des contraintes résiduelles dans la i^{i àme} couche et la direction \vec{x} suppos ée,

 $\boldsymbol{\theta}$: Angle entre la jauge et la direction \vec{x} suppos é.

Si l'on se concentre sur la n^{i ème} couche, les contraintes résiduelles dans cette couche $(\sigma_{Ihn}, \sigma_{IIhn}, \beta_n)$ ne sont pas encore déterminées. En utilisant l'équation 2.38, le système devient :

 $\varepsilon_{nn} = A_{nn}(\sigma_{Ihn} + \sigma_{IIhn}) + B_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})cos[2(\theta - \beta_n)] + C_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})sin[2(\beta_n - \theta)]$ (2.39) Où:

 $\sigma_{Ihn} \sigma_{IIhn}$: Contraintes r ésiduelles principales dans la n^{i ème} couche,

 $\varepsilon_{nn}^1, \varepsilon_{nn}^2, \varepsilon_{nn}^3$: Contribution de la n^{i àme} couche à la déformation totale après le n^{i àme} incrément dans les jauges 1, 2 et 3,

 A_{nn} , B_{nn} , C_{nn} : Coefficients de calibration de n^{i ème} couche correspondant au n^{i ème} incrément,

 $\boldsymbol{\beta}_n$: Angle entre la direction principale des contraintes résiduelles dans la n^{i ème} couche et la direction \vec{x} suppos ée,

 $\theta^1, \theta^2, \theta^3$: Angles entre les trois jauges et l'axe \vec{x} suppos é

En effet, chaque couche pr & édemment enlev & affecte la d formation totale mesur & en surface et donc, le changement de g éom étrie du trou doit être pris en compte. Selon les publications pr & édentes (Sicot et al. 2003; Niku-Lari et al. 1985), le principe de superposition permet de d éterminer la déformation exclusivement due à la suppression de la derni àre couche :

$$\varepsilon_{nn} = \varepsilon_{tn} - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}$$
(2.40)
Où

 $\boldsymbol{\varepsilon}_{tn}$: D formation mesur ée en surface apr ès du n^{i ème} incr ément,

Si l'on a regard é bien la formule au-dessus, il appara î que pour chaque incr ément la déformation provoqu ée par les contraintes r ésiduelles à la $n^{i \text{ ème}}$ couche est la différence entre la déformation totale mesur ée en surface et les déformations provoqu ées par les contraintes r ésiduelles dans les couches pr éc édentes, en tenant compte du changement de g éom étrie du trou.

Afin de déterminer l'état de contraintes résiduelles dans la n^{ième} couche, trois déformations sont obligatoires et nécessaires en considérant qu'il existe trois inconnues concernant les contraintes r ésiduelles. L'utilisation d'une rosette à trois jauges nous permet d'obtenir la déformation suivant trois directions différentes et ainsi déterminer les trois inconnues du problème pour chaque incrément. Ici, quelques exemples sont présentés en illustrant l'idée proposée.

$$\begin{cases} \varepsilon_{nn}^{1} = A_{nn}(\sigma_{Ihn} + \sigma_{IIhn}) + B_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})cos[2(\theta^{1} - \beta_{n})] + C_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})sin[2(\beta_{n} - \theta^{1})] \\ \varepsilon_{nn}^{2} = A_{nn}(\sigma_{Ihn} + \sigma_{IIhn}) + B_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})cos[2(\theta^{2} - \beta_{n})] + C_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})sin[2(\beta_{n} - \theta^{2})] \\ \varepsilon_{nn}^{3} = A_{nn}(\sigma_{Ihn} + \sigma_{IIhn}) + B_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})cos[2(\theta^{3} - \beta_{n})] + C_{nn}(\sigma_{Ihn} - \sigma_{IIhn})sin[2(\beta_{n} - \theta^{3})] \\ (2.41) \end{cases}$$

Afin de mieux comprendre l'idée d'incrément, un exemple est présent é un processus concret pour un cas de trois incréments (n = 3), présent é en figure 2-9.



Fig. 2-9. Démonstration de l'idée du concept d'incrément

Lors du perçage du premier incrément $(h_i = h_1)$, une seule couche est percée. La déformation mesurée en surface est la déformation provoquée par la libération des contraintes résiduelles dans la première couche. On obtient alors le système suivant :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11}^{1} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{1} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{1})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{2} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{2})] \\ \varepsilon_{11}^{3} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^{3} - \beta_{1})] \\ \varepsilon_{11}^{2} = A_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})sin[2(\beta_{1} - \theta^{3})] \\ \varepsilon_{11}^{2}$$

Dans ce cas, on poss de d \notin à les informations concernant les couches pr \notin édentes. Cela signifie que les contraintes r \notin iduelles dans la premi $\stackrel{\circ}{}$ re couche ($\sigma_{Ih1}, \sigma_{IIh1}, \beta_1$) et dans la seconde ($\sigma_{Ih2}, \sigma_{IIh2}, \beta_2$) sont d $\stackrel{\circ}{}$ termin $\stackrel{\circ}{}$ en utilisant les deux premiers incréments. En adaptant l'équation 2.38, on a :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{13}^{1} &= A_{13}(\sigma_{lh1} + \sigma_{IIh1}) + B_{13}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1}) \cos[2(\theta^{1} - \beta_{1})] \\ &+ C_{13}(\sigma_{lh1} - \sigma_{IIh1}) \sin[2(\beta_{1} - \theta^{1})] \\ \varepsilon_{23}^{1} &= A_{23}(\sigma_{Ih2} + \sigma_{IIh2}) + B_{23}(\sigma_{Ih2} - \sigma_{IIh2}) \cos[2(\theta^{1} - \beta_{2})] \\ &+ C_{23}(\sigma_{Ih2} - \sigma_{IIh2}) \sin[2(\beta_{2} - \theta^{1})] \\ \varepsilon_{33}^{1} &= A_{33}(\sigma_{Ih3} + \sigma_{IIh3}) + B_{33}(\sigma_{Ih3} - \sigma_{IIh3}) \cos[2(\theta^{1} - \beta_{3})] \\ &+ C_{33}(\sigma_{Ih3} - \sigma_{IIh3}) \sin[2(\beta_{3} - \theta^{1})] \end{aligned}$$
(2.43)

Et dans le même temps, l'équation suivante permet d'obtenir la déformation mesurée en surface (ε_{t3}^1) et les déformations ($\varepsilon_{13}^1, \varepsilon_{23}^1, \varepsilon_{33}^1$) provoquées par les contraintes résiduelles dans les couches :

$$\varepsilon_{33}^1 = \varepsilon_{t3}^1 - \sum_{i=1}^2 \varepsilon_{i3}^1 = \varepsilon_{t3}^1 - \varepsilon_{13}^1 - \varepsilon_{23}^1$$
(2.44)
En utilisant la même démarche, on peut obtenir les déformations en surface causées

En utilisant la même démarche, on peut obtenir les déformations en surface caus ées par les contraintes résiduelles à la n^{i àme} couche pour les jauges 2 et 3, i.e., ε_{33}^2 et ε_{33}^2 .

Si la rosette de trois jauges est utilisée sur la surface de l'éprouvette dans l'ordre suivant : $\theta^1 = 0^\circ, \theta^2 = -135^\circ, \theta^3 = 90^\circ$, comme indiqué dans le cas 2 présenté précédemment, les contraintes résiduelles dans la troisième couche peuvent être d'éterminées et on obtient alors :

$$\begin{cases} \sigma_{Ih3} = \frac{(C_{33}cos\gamma_3 + A_{33} - B_{33}sin\gamma_3)\varepsilon_{33}^1 + (B_{33}cos\gamma_3 + C_{33}sin\gamma_3 - A_{33})\varepsilon_{33}^2}{2A_{33}[B_{33}(cos\gamma_3 - sin\gamma_3) + C_{33}(sin\gamma_3 + cos\gamma_3)]} \\ \sigma_{IIh3} = \frac{(C_{33}cos\gamma_3 - A_{33} - B_{33}sin\gamma_3)\varepsilon_{33}^1 + (B_{33}cos\gamma_3 + C_{33}sin\gamma_3 + A_{33})\varepsilon_{33}^2}{2A_{33}[B_{33}(cos\gamma_3 - sin\gamma_3) + C_{33}(sin\gamma_3 + cos\gamma_3)]} \\ tan\phi_3 = -\frac{B_{33}(2\varepsilon_{33}^2 - \varepsilon_{133}^1 - \varepsilon_{33}^2) - C_{33}(\varepsilon_{33}^2 - \varepsilon_{133}^1)}{C_{33}(2\varepsilon_{33}^2 - \varepsilon_{133}^1 - \varepsilon_{33}^2) + B_{33}(\varepsilon_{33}^2 - \varepsilon_{133}^1)} \end{cases}$$

$$(2.45)$$

Avec $\phi_3 = 2\beta_3$.

Cette nouvelle approche propos é convient à notre application, permettant d'associer le champ des d'érormations sur la surface et les contraintes internes dans les stratifi és suivant tout angle quelconque. En consid érant les contraintes non-uniformes suivant l'épaisseur, la m'éhode du trou incr émental est adapt é ànotre approche.

2.5 D dermination des coefficients de calibration

Après avoir établi la relation contraintes-d'éformations, les problèmes qu'il nous reste àr ésoudre sont donc de d'éterminer des coefficients de calibration (A_{in} , B_{in} , C_{in}) et de mesurer les d'éformations en surface. Dans cette partie, des outils num ériques via la méthode des éléments finis sont d'éveloppés pour d'éterminer ces coefficients de calibration.

La méthode pour calculer ces coefficients avait consist é à faire les essais en utilisant les contraintes appliquées et les déformations mesurées (Beaney 1976; Scaramangas et al. 1982; Bert and Thompson 1968; Lake et al. 1970). Cette méthode est bien sûr approximative en raison de la précarité d'opération, des différences entre les échantillons, les erreurs des machines, etc. Dans le cadre de la méthode du trou incrémental, il est difficile d'utiliser cette méthode car la charge de travail est trop lourde et la précision ne peut pas répondre aux besoins.

Le développement ultérieur du calcul par éléments finis offre la possibilité de déterminer les coefficients de calibration nécessaires. En 1981, c'est Schajer (Schajer 1981) qui a introduit le calcul par éléments finis en tant que moyen d'analyse des donn ées de relaxation de contrainte. Cette application est importante car elle permet une grande flexibilité de choix de la forme de l'éprouvette, des matériaux et de la proc édure exp érimentale.

Le principe de la simulation est relativement simple. Il s'agit de simuler le perçage incrémental, d'appliquer différents chargements connus tant en intensité qu'en direction, de mesurer les déplacements dans la surface de la plaque simul é et enfin de calculer les coefficients par l'intermédiaire des équations convenables. Selon cela, nous développons un outil informatique bas é sur la méthode des éléments finis en utilisant le logiciel commercial ABAQUS/Standard. Conformément au programme informatique que nous avons écrit, on peut calculer les coefficients de calibration en

considérant les géométries de la plaque, la position de la rosette des jauges, la configuration du composite stratifiéet les constantes d'élasticité des matériaux, etc.

Dans un premier temps, on a établi le diagramme (Fig. 2-10) présentant les flux de donn ées dans notre outil num érique et avec cela, le mod de est crééet les coefficients de calibration sont ainsi calcul és.



Fig. 2-10. Flux de données dans l'outil numérique développé dans le cas d'un trou avec N incr éments n écessaires

Un mod de bas é sur la structure $[0_2/45_2]_s$ est créé à l'aide du logiciel ABAQUS et du langage de programmation Python. Selon le diagramme du programme, les bases de donn ées sont les constantes des matériaux (module d'Young, module de cisaillement, etc.), les param dres qui représentent la structure des stratifiés (nombre de plis, orientation des plis, épaisseurs des plis, etc.) et la configuration des jauges (leurs positions et param dres g éom étriques, etc.). Dans notre mod de, l'épaisseur de chaque pli est de $200\mu m$ avec des éléments finis de types C3D8 et C3D6. Dans la direction d'épaisseur, 2 éléments pour chaque pli sont utilis és. Afin de s'adapter à la méthode incrémentale, on crée les sets qui représentent les éléments à la position du trou. À chaque fois que l'on avance, on supprime le set correspondant. La figure 2-11 présente le mod de que l'on établit.



Fig. 2-11. Mod de utilis épour la simulation num érique

Afin de mieux comprendre le processus, on explique le principe de calibration et les charges appliqu és pendant la simulation en donnant un exemple.

Les coefficients de calibration sont les inconnues (A_{in} , B_{in} et C_{in}) dans l'équation 2.38 :

$$\varepsilon_{in} = A_{in}(\sigma_{Ihi} + \sigma_{IIhi}) + B_{in}(\sigma_{Ihi} - \sigma_{IIhi})\cos[2(\theta - \beta_i)] + C_{in}(\sigma_{Ihi} - \sigma_{IIhi})\sin[2(\beta_i - \theta)]$$

En appliquant le principe de détermination des coefficients, on peut voir que l'effet de lib ération des contraintes r ésiduelles dans la i^{i ème} couche sur la déformation en surface est identique àcelui des chargements cylindriques (σ_{rhi} , $\sigma_{r\theta hi}$) représentant les liens entre la couche enlev ée et la partie restante du mod de. Il faut bien noter que les chargements cylindriques doivent être dans le sens oppos é à celui des contraintes r ésiduelles suppos ées.

Afin de déerminer A_{in} , on suppose l'existence d'un état équibiaxial de contraintes résiduelles ($\sigma_{Ihi} = \sigma_{IIhi} = \sigma$ et $\beta_i = 0^\circ$) au sein de la i^{ième} couche du stratifié dans le mod de. Dans ce cas avec la simulation num érique, l'état des contraintes dans le repère cylindrique est : $\sigma_{rhi} = -\sigma$ et $\sigma_{r\theta hi} = 0$, ce qui est complètement équivalent à une pression uniforme $p = \sigma$ sur la surface lat érale de la i^{ième} couche, comme montré en figure 2-12(a). En appliquant cet état de contraintes résiduelles, l'équation 2.38 donne :



Fig. 2-12. Deux types de sollicitation appliqu é pendant la d éermination des coefficients de calibration

$$\varepsilon_{in} = 2\sigma A_{in} \tag{2.46}$$

On a alors :

$$A_{in} = \varepsilon_{in}/2\sigma \tag{2.47}$$

De la même manière, les coefficients B_{in} et C_{in} peuvent être déterminés en supposant un état de contraintes dans la i^{ième} couche tel que : $\sigma_{Ihi} = -\sigma_{IIhi} = \sigma$ et $\beta_i = 0^\circ$. Cela peut être assimilé à une contrainte radiale $\sigma_{rhi} = -\sigma \cos(2\theta)$ avec une distribution homogène sur la surface latérale du trou combinée avec un cisaillement $\sigma_{r\theta hi} = \sigma \sin(2\theta)$, comme montré en figure 2-12(b). Dans cette situation, l'équation 2.38 devient :

$$\varepsilon_{in} = 2\sigma B_{in} \cos(2\theta) - 2\sigma C_{in} \sin(2\theta) \tag{2.48}$$

Si l'on peut connaître la déformation $\varepsilon_{in}(\theta = 0^\circ)$, B_{in} est d étermin écomme suivant:

$$B_{in} = \varepsilon_{in}(\theta = 0^{\circ})/2\sigma \tag{2.49}$$

Pareillement, si la déformation $\varepsilon_{in}(\theta = 45^\circ)$ est obtenue via la simulation, l'expression de C_{in} est également trouv é :

$$C_{in} = -\varepsilon_{in}(\theta = 45^{\circ})/2\sigma \tag{2.50}$$

Le seul problème se situe au niveau de la détermination de la déformation ε_{in} dans les formules. Expérimentalement, la déformation mesurée par la jauge est la valeur moyenne sur toute la longueur de la jauge. Parall dement, pour la simulation, selon la relation entre la déformation et le déplacement dans la littérature (Schajer 1981), la déformation radiale peut être déterminée à partir du déplacement radial $U(r, \theta)$, où ret θ indiquent la position du déplacement pris dans le modèle, comme indiqué en figure 2-13.

À partir des informations obtenues dans la simulation, la déformation mesur é à la position de jauge peut être calcul é par :

$$\varepsilon_{in}(\theta) = \frac{U_{in}(r_2,\theta) - U_{in}(r_1,\theta)}{L}$$
(2.51)

Où:

 $U_{in}(r_1, \theta)$ et $U_{in}(r_2, \theta)$ sont les d'éplacements aux positions r_1 et r_2 dans la direction θ ,

L est la distance entre r_1 et r_2 , $L = r_2 - r_1$


Fig. 2-13. Calcul de d'érormation à la position de la jauge dans la simulation num érique

Et alors, en combinant tous les expressions au-dessus, on d étermine les coefficients dans le tableau 2-1:

| | Cas I | Cas II | | |
|-----------------------------|---|---|--|--|
| Contraintes r ésiduelles | $\sigma_{Ihi} = \sigma_{IIhi} = \sigma$ | $\sigma_{Ihi} = -\sigma_{IIhi} = \sigma$ | | |
| suppos ées | $eta_i=0^\circ$ | $eta_i=0^\circ$ | | |
| Coefficient de | $U_{in}(r_2, 0) - U_{in}(r_1, 0)$ | $B_{in} = \frac{U_{in}(r_2, \ 0) - U_{in}(r_1, \ 0)}{2\sigma L}$ | | |
| calibration | $A_{in} = \frac{2\sigma L}{2\sigma L}$ | $C_{in} = -\frac{U_{in}(r_2, \pi/4) - U_{in}(r_1, \pi/4)}{2\sigma L}$ | | |

Tab. 2-1. D dermination des coefficients de calibration

Tous les coefficients de calibration sont donc d étermin és à l'aide de l'outil numérique. En tenant compte de la caractéristique 'incrémentale' du perçage, on doit répéter le processus de détermination pour tous les incréments précédents. D'ailleurs, on se rend compte grâce à cette simulation de d étermination que les coefficients de calibration d épendent des param ètres du per çage, de la g éom étrie du trou, de la longueur de jauge, de la position des jauges coll éts et aussi des propri ét és du mat étiau. En cons équence, chaque fois que les param ètres exp étimentaux sont modifi és, le mod ète de calibration doit être modifi éde mani ère àg én étre les coefficients de calibration correspondants.

2.6 *R* éalisation du per çage du trou incr émental

La distribution des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és crois és $[0_n/90_n]_s$ a d éj à ét é d dermin ée par la m éhode du trou incr énental dans les études pr éc édentes (Sicot et al. 2003). Pour les stratifi és $[0_n/\theta_n]_s$, repr ésentant un cas beaucoup plus g én éral d'orientation des plis ($0 \le \theta \le 90$), les contraintes r ésiduelles n'ont pas encore été d dermin ées à cause d'un manque dans la théorie. Dans la premi ère partie de ce chapitre, nous avons d évelopp é une nouvelle approche permettant de r épondre à ce problème, ce qui nous a donné la possibilité de découvrir la relation entre l'orientation des plis et les contraintes r ésiduelles dans les composites stratifi és. Dans cette partie, comme premi ère étape, nous travaillerons essentiellement sur les mat ériaux CFRP (plastique à renfort de fibres de carbone) et nous nous concentrerons sur des empilements de huit plis sym étriques de type $[0_2/\theta_2]_s$.

2.6.1. Fabrication des pièces

Le mat ériau utilis é pour la réalisation des pièces est un tissu unidirectionnel prémprégné de résine HexPly[®] M10. Cette référence de la marque Hexcel est une résine époxy très présente dans l'industrie composite. La résine M10 supporte différents paramètres de cuisson : des températures allant de 85 à 150 °C, pour des pressions de 0,3 à 3 bar et une vitesse de chauffe de 0,5 à 10 °C/min. Le cycle de cuisson que nous avons choisi pour cette résine est de 60 min à 120 °C, avec une pression de 3 bars, selon la fiche technique de résine fournie par Hexcel. Le tableau 2-2 donne le temps de cuisson à différentes températures :

| Temp érature de cuisson | Temps de cuisson |
|-------------------------|------------------|
| 85°C | 12-16h |
| 95°C | бh |
| 110°C | 4h |
| 120°C | 1h |
| 130°C | 45min |
| 140°C | 30min |
| 150°C | 10min |

Tab. 2-2. Temps de cuisson àdiff érentes temp ératures

Les caract éristiques du tissu unidirectionnel pr émpr égn é sont pr ésent és dans le tableau 2-3. On voit que l'épaisseur d'un pli polym éris é est de 0,200 mm. Cinq types d'empilement de stratifiés ($[02/\theta_2]s$ ($\theta = 0^\circ$, 30° , 45° , 60° , 90°) sont fabriqu és par moulage à la main (*hand lay-up*). L'épaisseur totale de la pièce fabriquée est donc id éalement de 1,600 mm. Dans le cadre de la m éthode du trou incrémental, l'épaisseur du stratifi é est particuli èrement importante. Afin de v érifier celle-ci, on a mesur é l'épaisseur de la plaque en plusieurs positions et les résultats sont présentés en figure 2-14. En cycle de cuisson normal, on a alors pour épaisseur de plaque :

$s_e = 1,607 \pm 0,011 mm$

On note une faible différence entre l'épaisseur idéale et l'épaisseur mesurée (inférieure à 0,5%). De plus, les épaisseurs des plaques à angles différents sont quasiment identiques, pour une différence par rapport à l'épaisseur idéale également inférieure à 1%. Enfin, comme on le voit sur la figure 2-14, la pièce polyméris ée garde bien sa forme moulée, sans glissement entre les plis et sans variation de l'angle des fibres dans un pli. Cela signifie que le processus de fabrication choisi (cycle de cuisson et pression utilis ée) nous permet d'obtenir des pièces de bonne qualité.

| Pr âmpr égn é | | Renfort | | |
|--------------------------------|------------------------|----------------|------------------------|--|
| Masse nominale | 320 g/m ² | Masse nominale | $200 \ g/m^2$ | |
| Volume nominal fibre | 55% | Structure | Unidirectionnel | |
| Densit ér ésine | 1,20 g/cm ² | Densit éfibre | 1,80 g/cm ² | |
| Epaisseur par pli polym éris é | 0,200mm | Fibre | Carbone HR 12000 | |

Tab. 2-3. Caract éristiques du tissu unidirectionnel pr émpr égn é

| 1,582 | 1,592 | 1,601 | 1,613 | |
|-----------|-------|----------------|----------------|----------------------|
| 1.590 | 1.604 | 1.609 | 1.617 | |
| 1 602 | 1.608 | 1.614 | 1.615 | |
| 1,610 | 1,008 | 1,014 | 1,013 | |
| | 1,012 | 1,020 | 1,012 | |
| unimimimu | | uuluuluuluuluu | unhunhunhunhun | undundundundundundun |

Fig. 2-14. Epaisseur de la plaque frabriqu é avec le cycle de cuisson normal

2.6.2. Dispositif et param ètres du per çage

Rosette des jauges

Comme nous l'avons expliqué dans la présentation de la méthode, il est nécessaire de coller une rosette de trois jauges sur la surface de pi ce. C'est au milieu de cette rosette que sera percé le trou. Le choix de rosette des jauges est particulièrement important lorsque l'on cherche à appliquer la méthode du trou incrémental. Selon les dudes r éalis és par Sicot (Sicot 2003), les paramètres des jauges ont une influence significative sur la sensibilit é de mesure. Il a trouv éque la position relative des jauges et du trou est un élément fondamental dans la mise en œuvre de la méthode. Pour obtenir des r ésultats satisfaisants, les jauges ne doivent pas se trouver dans la zone 'perturbée' autour du trou et en même temps ne pas être trop éloignées de celui-ci, ceci afin que l'évolution des d'éormations en surface puisse être correctement d'éect ée durant tout le perçage. Enfin, la g éom étrie des jauges, tout du moins leur longueur, n'a pas d'influence significative sur la précision de la méthode. Pour cette étude, nous

avons choisi une rosette parmi celles commercialis és. Le produit propos é exclusivement pour la d'étermination des contraintes r ésiduelles fourni par la soci ét é Vishay Precison Group Micro-Measurement[®] EA-06-062RE-120' peut répondre à notre besoin. Les param ètres de cette rosette des jauges sont donn és dans le tableau 2-4. Il faut pr éciser que ces param ètres sont n écessaires au processus de d'étermination des coefficients de calibration.

| D ésignation | | Dimensions (mm) | | | |
|---------------------|--|----------------------|---|-------------------|-----|
| EA-06- | | Longueur de jauge | Diam ètre de la ligne centrale de jauge | Diam ètre du trou | |
| 062-RE- | | | | Min | Max |
| 120 | | 1,57 | 5,13 | 1,5 | 2,0 |

Tab. 2-4. Param ètres de jauge utilis é

La surface du matériau est nettoy ée avant de procéder au collage, puis on place la rosette sur laquelle on a plac é un point de colle. Le collage de cette rosette demande une vigilance importante, du fait que la couche de colle doit être la plus fine possible. En effet, une couche trop épaisse pourrait entra îner une erreur sur les profondeurs réelles du perçage. Il est important que les 3 jauges (rosette) soient orient ées dans les 3 directions précises d'éfinies en amont, un l'éger d'ésalignement de la rosette pouvant mener à une l'égre surestimation ou sous-estimation des d'éformations. Il faut ensuite relier les jauges au dispositif d'acquisition, lui-même reli é à un ordinateur. Pour cela, on soude les c ables de chaque jauge aux câbles d'acquisition. Une fois l'éprouvette préparée et branchée, on la colle à son support afin de pouvoir réaliser l'essai du perçage.

Dispositif du per çage

En utilisant la méthode du trou incrémental, les paramètres du perçage ont une grande influence sur les résultats des déformations mesurées. Ces paramètres contiennent le type de foret, la vitesse d'avancement et de rotation de la perceuse, la profondeur d'incrément et le diamètre du trou, etc.

Le principal problème du perçage d'un matériau composite provient du caractère abrasif de celui-ci. Des problèmes de d'aminage local sont fréquemment rencontrés.

Comme on peut le voir sur la figure 2-15, le délaminage peut se présenter de deux façons : par arrachage de la surface et par éclatement du fond du trou percé Un exemple de comparaison de trous percés est donné en figure 2-16. À gauche, un trou qui a été percé de façon correcte avec une bonne qualité; à droite, les différents problèmes qui peuvent surgir lors du perçage de matériaux composites, avec des fibres non coupés, du délaminage local, de l'écaillage et de la résine non coupée. Afin d'éviter ces défauts, il faut bien choisir la vitesse de rotation et d'avancement de foret.



Fig. 2-15. Deux types de d'aminage àcause de per çage : (a) D d'aminage par arrachage ; (b) D d'aminage par éclatement



Fig. 2-16. Exemple de comparaison de qualitédu trou percé

Le dispositif de perçage est composé d'une perceuse de précision mont é sur un dispositif de déplacement microm étrique. Le tout est placé sur une table à cousin d'air, afin d'éviter les vibrations qui nous empêcheraient d'obtenir des valeurs de déformations stables et représentatives de la réalit é À l'aide d'une commande par ordinateur, on peut déplacer la perceuse selon deux directions de l'espace (en hauteur et en profondeur). Le foret avance à l'aide d'un moteur entraînant une vis à bille, permettant une avance pas à pas avec une résolution de 1 μ m. Il faut alors placer



l'échantillon en face de la perceuse, comme présenté en figure 2-17.

Fig. 2-17. Photographies du dispositif de per çage



Fig. 2-18. Illustration des deux types de d'éfaut

Lors du per çage, on doit faire attention à deux erreurs principales : le décentrage du trou par rapport aux jauges et le non-respect de la perpendicularit é vis- à vis de la surface de la pièce, comme montr é en figure 2-18. Ces deux types d'erreurs ont été étudi és dans les publications (Wang 1990; Sicot 2003).

Afin de bien centrer le foret au centre de la rosette, on remplace la perceuse par une lunette permettant de bien viser le centre. Une fois positionn é, cette lunette est remplacée par la perceuse dont l'axe de rotation coïncide avec celui du viseur. La figure 2-19 illustre le syst ème du centrage de foret.

Après cette étape, on est prêt à percer le trou. Il faut d'abord positionner la référence (ou point «z éro ») au niveau de la surface du composite. On r éalise alors un d ébut de perçage afin d'éliminer la colle et le morceau de rosette faisant barrière. Ainsi, on peut d éfinir le point àpartir duquel seront r éalis és les per çages.



Fig. 2-19. Système du centrage de foret

Profondeur d'incrément

Dans le cadre de la méthode du trou incrémental, la précision et la stabilit é de celle-ci dépendent du nombre d'incréments et de la profondeur d'incrément. Comme elle consiste à approcher la distribution r éelle par une distribution « par paliers » dans les incréments, il est évident que la distribution des contraintes r ésiduelles suivant l'épaisseur ne peut pas être bien déterminée en utilisant un faible nombre d'incréments. Cependant, un perçage réalisé avec beaucoup d'incréments mènerait à plus de dommages inflig és au mat ériau et donc àune inexactitude sur la d étermination des contraintes. En 2004, Sicot et ses collègues (Sicot et al. 2004) ont étudi é l'influence de la profondeur d'incrément sur les résultats des contraintes pour trois cas différents : P1, 1 incrément par pli ; P2, 2 incréments par pli et P4, 4 incréments par plis. Ceci est présent é en figure 2-20. D'après cette étude, la meilleure façon de perçage est de P2. Étant donné que l'épaisseur de pli est de 200 µm dans notre cas, nous choisissons une profondeur d'incrément de 100 µm.



Fig. 2-20. Illustration des nombreux d'incrément par pli (Sicot et al. 2004)

Param *àres du per çage*

Le per çage du trou est souvent accompagn é de l'endommagement localis é en surface et sur la paroi du trou et en sortie de trou (Chen 1997). Le choix des param ètres de per çage supposés menés à l'obtention d'un trou avec peu d'endommagement est d'autant plus important que la détermination des contraintes résiduelles par la m éhode du trou incr émental, qui ne prend pas en compte l'endommagement apr ès per çage. Plusieurs travaux (Khashaba 2013; Dur ão et al. 2006) ont montr é que cet endommagement est fortement influenc é par la vitesse d'avance du foret (v, en µm/s) et la vitesse de rotation de l'outil de coupe (ω , en trs/min).

Avant de d'émarrer la mesure des d'éformations avec la rosette des jauges, nous avons réalisé plusieurs tests de perçage afin d'en déterminer les paramètres id éaux. Dans notre étude, la vitesse d'avance varie de 5 à 40 μ m/s (5, 10, 20, 40 μ m/s) tandis que la vitesse de rotation varie de 5000 à 15000 trs/min (5000, 10000, 15000 trs/min). Le choix de ces valeurs s'est basé sur les travaux pr & élents (Arul et al. 2006; Davim and Reis 2003a; Davim and Reis 2003b; Davim et al. 2004; Gaitonde et al. 2008; Khashaba 2004) et aussi sur les capacit & de la perceuse disponible.

En utilisant les différents paramètres de perçage, nous perçons des trous d'un diamètre de 2 mm sur un empilement à 4 plis [02/902]. Pour la méthode du trou incrémental, les trous sont percés de manière incrémentale en prenant en compte l'effet de cette incrémentation sur la qualité du trou. Les perçages ont été réalisés en 8 incréments (100 µm/incrément) jusqu'à une profondeur de 0,8 mm, ce qui est en accord avec les conditions de détermination.

Un facteur de d'élaminage F_d propos é dans les travaux précédents a ét é utilis é afin de

quantifier le niveau d'endommagement caus é par le per çage. Ce param àre F_d est défini comme le rapport de deux diamètres et est donné par l'équation 2.52. Le diam àre D_{max} représente le diam àre maximal de la partie endommag ée et D est le diam àre souhait é du trou. La figure 2-21(a) permet de mieux comprendre ces deux zones. Le diam àre maximal est mesuré à l'aide du microscope optique Keyence® VHX-5000. À l'aide du logiciel fourni par le fabriquant du microscope, le diam àre maximum peut âre imm édiatement d'éect é, comme indiqu éen figure 2-21(b).

$$F_d = \frac{D_{max}}{D} \tag{2.52}$$



Fig. 2-21. Définition du facteur de déaminage Fd

Cette approche nous permet de quantifier le niveau d'endommagement du trou selon les paramètres de perçage, bien que les erreurs sur les résultats puissent être relativement importantes. La figure 2-22 donne les facteurs d'endommagement en fonction des paramètres de perçage. Si l'on se concentre sur l'influence d'un seul paramètre, par exemple la vitesse de rotation ω , le facteur d'endommagement

augmente au fur et à mesure lorsque ω augmente, pour une vitesse d'avance v inférieure à 20 µm/s. De la même manière, l'influence de la vitesse d'avance sur le niveau d'endommagement dépend de la vitesse de rotation. Cela signifie qu'en termes d'endommagement du perçage, ces deux vitesses fonctionnent en même temps. Il faut donc trouver un compromis entre ces deux vitesses.



Fig. 2-22. Facteur de d'aminage F_d en fonction des param àres de per çage

Il appara î que le rapport $f = v/\omega$ (µm/tr) joue un rôle plus important que les param ètres ω et v seuls. À partir des param ètres choisis, on peut voir que notre facteur f est contenu dans l'intervalle [0,002 ; 0,048]. Le tableau 2-5 donne les valeurs de f selon la vitesse d'avance v et la vitesse de rotation ω .

| | 140. 2-5. | s une un rapport | ι (μπ / u) | |
|---------------------------|---------------------------|------------------|------------|-------|
| Vitesse de | Vitesse d'avance v (µm/s) | | | |
| rotation ω (trs / min) | 5 | 10 | 20 | 40 |
| 5000 | 0,006 | 0,012 | 0,024 | 0,048 |
| 10000 | 0,003 | 0,006 | 0,012 | 0,024 |
| 15000 | 0,002 | 0,004 | 0,008 | 0,016 |

Tab. 2-5. S érie du rapport f (μ m / tr)

Contrairement aux résultats obtenus en figure 2-22, la figure 2-23, qui représente la relation entre F_d et f, donne une meilleure appréciation de l'influence des paramètres de perçage. Selon cette courbe, la meilleure association des paramètres est obtenue

pour un rapport f = 0,012, d'où $\omega = 5000$ trs/min et $v = 10 \mu$ m/s. On voit que dans le cas où f = 0,016 ($\omega = 10000$ r/min et $v = 40 \mu$ m/s), il n'y a pas une grande différence sur le niveau d'endommagement. Par contre, l'écart type s'agrandit beaucoup, ce qui signifie que l'on peut obtenir des trous de bonne qualit é avec ces param àres, mais les r ésultats ne sont pas assez stables. Nous choisissons alors nos param àres finaux en nous aidant de cette courbe, dans le but de quantifier le niveau d'endommagement du trou perc éde mani àre incr émentale.



Fig. 2-23. Facteur de d'élaminage F_d en fonction du rapport f

Après le per çage avec les paramètres choisis, la vérification de la qualit édu trou et de la précision d'incrément à l'aide d'observation optique a été effectu ée. La figure 2-24 présente un exemple. Premièrement, la qualit é du trou a été examinée à partir de la surface percée (Fig. 2-24 (a)) d'une façon globale, assurant qu'il n'y pas d'endommagement significatif sur la surface. La pièce a été ensuite coupée suivant l'épaisseur du trou et l'endommagement introduit par la coupe peut être éliminé en performant le polissage sur la section crossée. La figure 2-24(b) permet d'observer la surface latérale du trou. Nous avons vérifié qu'il n'y a pas de délaminage marquant sur la direction de profondeur (Fig. 2-24(c)). En même temps, l'interface entre les plis suivantes les orientations différentes (Fig. 2-24(b)(d)) a été vérifiée afin d'assurer la précision des incréments pendant le per çage incrémental.



Fig. 2-24. Qualit édu trou avec des param ètres du per çage choisis: (a) vue globale ; (b) surface lat érale du trou ; (c) section du trou ; (d) interface entre les plis

2.6.3. R éalisation du trou incr émental et des mesures

Les essais de la méhode du trou incrémental ont étéréalisés sur les empilements $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 0$, 30, 45, 60, 90) avec les paramètres de perçage définis précédemment. Compte tenu de la symétrie des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, les contraintes résiduelles ont une distribution symétrique par rapport au plan médian (selon la théorie classique des composite stratifiés). Nous avons donc réalisé les perçages jusqu'à une profondeur de 800 µm, ce qui correspond au pli mi-épaisseur de la plaque. La figure 2-25 présente le processus expérimental. Les perçages ont étéréalisés en 8 étapes : une première passe jusqu'à une profondeur de 100 µm, la sortie de l'outil en dehors du stratifié en mesurant la déformation de surface par la rosette des jauges, ensuite une deuxième passe jusqu'à une profondeur de 200 µm..., ainsi de suite et, finalement, jusqu'à la profondeur finale de perçage àmi-épaisseur de la plaque.



Fig. 2-25. Processus exp érimental de la méthode du trou incr émental

La rosette des jauges est coll \notin sur la surface de la pi \notin e. La jauge G1 est parall $\stackrel{\circ}{d}$ e à la direction 0 ° du stratifie et G3 est perpendiculaire à G1. La figure 2-26 pr $\stackrel{\circ}{s}$ ente les postions des jauges par rapport à la direction 0 ° du stratifie.



Fig. 2-26. Rosette des jauges collées sur l'épouvette

2.6.4. D formations autour du trou

R ésultats de d'éformations pour le stratifi é $[0_2/90_2]_S$

Les déformations induites par la relaxation des contraintes résiduelles sont mesurées par les jauges autour du trou perc é Dans un premier temps, la méhode du trou a été appliquée sur le stratifié $[0_2/90_2]_{s}$. La figure 2-27, présentant le résultat typique des déformations en fonction de la profondeur du trou, provient de 5 mesures expérimentales, les erreurs entre ces 5 mesures étant inférieures à 5%. On constate que la déformation mesurée par la jauge G1 augmente jusqu'à une profondeur de 400 μ m, cela correspond à l'interface entre les plis 0° et 90°. Au-del à de cette profondeur, une décroissance de déformation se présente jusqu'à la fin du perçage. Dans le premier palier de la courbe, on note que le gradient d'augmentation est à peu près constant. On voit aussi qu'après la valeur maximale, un gradient constant de décroissement apparaît. Pour la jauge G2, la déformation s'agrandit du début du perçage jusqu'à l'interface des plis orient és et d'écro î ensuite avec une faible pente, cependant la valeur de déformation reste toujours négative. D'un point de vue quantitatif, on a trouv é que les valeurs des déformations mesur és par la jauge G2 étaient beaucoup plus petites que celles de G1. Quant à la troisième jauge G3, on constate la même tendance de la courbe que celle de G2, avec des valeurs également n égatives. On constate aussi que les déformations sont assez stables avec très peu de variations, ce qui signifie que la méhode utilisée est assez fiable au niveau de la mesure des déformations.



Fig. 2-27. D éformations mesur és par la rosette des jauges pour $[0_2/90_2]_S$

R ésultats de d'éformations pour le stratifi $\hat{e}[0_2/\theta_2]_S$

Nous avons ensuite r éalis é les per çages sur les empilements $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 0^\circ$, 30°, 45°, 60°). Les déformations mesur és à chaque incr ément de per çage pour chacune des trois jauges sont r ésum és dans les figures 2-28, 2-29 et 2-30. À partir des r ésultats obtenus, quatre points importants peuvent être mis en avant :

- 1) Les tendances des courbes de d'éformations pour tous les stratifiés sont identiques. Les d'éformations mesur ées par la jauge G1 augmentent jusqu'à l'interface $0^{\circ}/\theta^{\circ}$ (400 µm) avec un taux de croissance constant et diminuent jusqu'à la fin du perçage, toujours avec un taux de décroissance constant pour chaque type d'empilement. Le taux de croissance et de d'éroissance diminue en variant θ de 90 ° à 0 °. Des conclusions similaires sont tir ées des r ésultats de G2 et G3.
- 2) Les valeurs de déformations mesur és par les trois jauges diminuent pour θ allant de 90 ° à 0 °. Pour les cinq stratifi és [0₂/θ₂]_S, les déformations entra n és par le per çage du trou sont maximales pour le crois é [0₂/90₂]_S. Ces r ésultats nous font penser que le type d'empilement a une influence sur les contraintes r ésiduelles d étermin és.
- 3) Les valeurs de G1 et G3 sont r éguli ères, contrairement aux r ésultats de G2 qui sont plus variables. De plus, nous remarquons que l'écart type pour les trois d éformations devient de plus en plus grand surtout pour les plis à θ°. La source des erreurs se situe dans les pi èces elles-m êmes : les empilements étant réalisés à la main, l'orientation des plis ne peut pas être bien assurée malgré un cycle de cuisson identique pour tous les stratifi és ; d'ailleurs, la distribution des fibres sous pression pendant le cycle thermique devient de plus en plus arbitraire. Les autres facteurs comme par exemple l'alignement des jauges, l'épaisseur de la plaque, la manipulation humaine, etc. peuvent également entra îner des erreurs de mesure.
- 4) Même s'il semble que les déformations ont augmenté de manière constante avant l'interface de plis 0 %θ°, la croissance du premier pas appara î relativement plus faible que pour les trois incréments suivants, que ce soit pour les déformations de G1, de G2 et de G3. Compte tenu de ces résultats intermédiaires avant l'obtention des contraintes résiduelles, aucune conclusion

ne peut être rigoureusement tir é sur ce phénomène. Pourtant, pour les déformations, la présence d'interface joue un rôle important sur la déformation entra î é par la relaxation des contraintes r ésiduelles.



Fig. 2-28. D formations (G1) en fonction de la profondeur



Fig. 2-29. D dformations (G2) en fonction de la profondeur



Fig. 2-30. D formations (G3) en fonction de la profondeur

La méhode du trou incrémental permet dans chacun des cas d'obtenir les valeurs de d'érornations men ées par la relaxation des contraintes r ésiduelles. Les r ésultats stables prouvent la fiabilité de cette méthode en termes de collecte des mesures de d'érornations autour du trou. Cependant, il est difficile de prévoir les contraintes r ésiduelles en se basant seulement sur les d'érornations car le calcul des contraintes r ésiduelles dans certains incréments dépend d'une part des trois déformations mesurées et, d'autre part, des contraintes r ésiduelles dans les incr éments pr éc édents. Les d'éformations mesur ées par les jauges nous donnent un r ésultat cumulatif des effets de chaque incr ément perc é En tout cas, les d'éformations fiables permettent d'assurer la précision de détermination des contraintes r ésiduelles.

2.7 Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

En combinant les travaux préalables dans ce chapitre (la nouvelle approche développée, les coefficients de calibration déterminés par la méthode numérique, la mesure des déformations), on peut obtenir les valeurs de contraintes résiduelles.

2.7.1. R ésultats de contraintes r ésiduelles pour le stratifi é $[0_2/90_2]_s$

Dans un premier temps, les r ésultats pour les stratifi és crois és $[0_2/90_2]_s$ sont pr ésent és en figure 2-31, sur laquelle nous pr ésentons la valeur moyenne des cinq mesures ainsi que les écart-types correspondants. Avant de d écouvrir les r ésultats obtenus, il faut noter que la direction principale des contraintes r ésiduelles dans ce type de stratifi éest th éoriquement la direction de fibre 0 °, ce qui est confirm é exp érimentalement (voir chapitre 2.7.2). Plusieurs informations int éressantes sont à remarquer au sujet des r ésultats obtenus :



Fig. 2-31. Contraintes r ésiduelles en fonction de la profondeur pour le stratifi é $[0_2/90_2]_s$

1) Les résultats, que ce soit pour σ_X ou σ_Y , ont une faible dispersion. Un écarttype maximal de 10% est constaté, où la dispersion s'agrandit avec la profondeur du trou, ce qui correspond aux mesures de d'éformations.

- 2) Pour la contrainte σ_X (symbole carr é), la valeur n'égative est presque identique jusqu'à 400 µm, ce qui correspond à l'interface 0°/90°. Au-del à de cette profondeur, un changement brusque se présente et les contraintes r'ésiduelles basculent vers une autre valeur positive stable. On constate quasiment le m'ême ph'énom ène pour la contrainte σ_Y (symbole rond). Il est à conclure que les contraintes r'ésiduelles dans les plis de m'ême orientation restent invariables, ce qui est en accord avec les calculs th'éoriques (voir chapitre 3.2.3).
- 3) Pour la contrainte σ_X , les valeurs n égatives dans les plis 0° indiquent que le mat ériau est soumis à une compression, tandis que les plis 90° sont dans une situation de tension. Quant à l'autre contrainte principale σ_Y , les r ésultats sont inverses : les plis 0° correspondent à la tension et les plis 90° sont en état de compression.
- 4) Au sujet de leurs valeurs précises, les contraintes σ_X et σ_Y au sein des plis 0° sont égales à -45 MPa et 57 MPa respectivement, tandis que dans les plis 90°, ces valeurs deviennent alors 47 MPa et -56 MPa. Les valeurs absolues de σ_X et σ_Y sont presque identiques pour 0° et 90°. Si l'on s'en tient à ces valeurs pr écises, la plaque est à l'équilibre en termes de contraintes résiduelles.
- 5) Les contraintes résiduelles dans les stratifiés crois és ont été étudiées soit par des moyens exp érimentaux (Ersoy and Vardar 2000; Sicot et al. 2003), soit par simulation num érique (Sicot et al. 2000; Tarsha-Kurdi et al. 2003; Lawrence et al. 1990). La figure 2-32 nous donne les résultats des contraintes résiduelles d dermin des pour le stratifi é $[0_{10}/90_{10}]_{s}$ par Ersoy et Vardar (Ersoy and Vardar 2000) en utilisant la méthode d'enlèvement des plis et de la compliance. Dans cette étude, ils ont présent éla comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats num ériques qui ont utilis é le mod de cin étique visco élastique d évelopp é par Lawrence et al. (Lawrence et al. 1990). En figure 2-33 (Sicot et al. 2004), l'influence de la position relative des jauges sur la détermination des contraintes résiduelles est mise en évidence. On constate un même type de distribution des contraintes résiduelles au sein du stratifié $[0_4/90_4]_S$. Les r sultats de contrainte r siduelle σ_{XX} ont étéobtenus par modélisation thermovisco dastique (Fig. 2-34) pour le stratifié $[0_2/90_2]_s$. On observe sur ces figures que les r ésultats pour le stratifi é $[0_2/90_2]_s$ sont extr êmement proches de ceux attendus par ces études (Sicot 2003; Tarsha-Kurdi et al. 2003). On a

observé dans toutes les études le changement brusque des contraintes résiduelles à l'interface des plis avec différentes orientations (0 %90 °). Il y a quand même une différence de valeur entre nos résultats et ceux de ces études, pourtant tous les résultats se situent bien dans l'intervalle de 50MPa \sim 80MPa. Ces différences viennent probablement du matériau utilisé, du cycle de cuisson, etc.



Fig. 2-32. Contraintes r ésiduelles pour le stratifi é $[0_{10}/90_{10}]_S$ (Ersoy and Vardar 2000)



Fig. 2-33. Contraintes r ésiduelles pour le stratifi é $[0_4/90_4]_S$ (Sicot et al. 2004)



Fig. 2-34. Comparaison entre la d'écrmination expérimentale et num érique de contrainte r ésiduelle pour le stratifi és $[0_2/90_2]_s$ (Sicot 2003; Tarsha-Kurdi et al. 2003)

2.7.2. Résultats de contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$

Selon la même d'émarche de calcul que pour le stratifi écrois é $[0_2/90_2]_S$, les contraintes résiduelles au sein des stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 0^\circ$, 30°, 45°, 60°) sont d'étermin és. Les profils des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour chaque type d'empilement sont présentés dans les figures 2-35 et 2-36. D'après la distribution des contraintes résiduelles, les conclusions suivantes peuvent être tir és :



Fig. 2-35. Contrainte r ésiduelle σ_X en fonction de la profondeur pour le stratifi é $[0_2/\theta_2]_S$



Fig. 2-36. Contrainte r ésiduelle σ_{Y} en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

- 1) On remarque premi à ement une tendance identique pour tous les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$. Comme montr é dans le cas du $[0_2/90_2]_S$, le profil des contraintes r ésiduelles pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ est divis é en deux parties : avant et apr ès l'interface $0 \ \theta^{\circ}$. Pour la contrainte σ_X , les plis 0° sont soumis à une compression (valeur de contrainte n égative) ; dans la direction perpendiculaire, ils sont dans un état de tension. La présence de l'interface $0 \ \theta^{\circ}$ entraîne un brusque changement des contraintes r ésiduelles, tout comme pour le stratifi é croisé. L'angle d'orientation du pli θ dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ne semble cependant pas avoir une influence significative sur la tendance du profil de contraintes r ésiduelles.
- 2) Bien que les distributions de contraintes r ésiduelles soient identiques, leurs valeurs varient selon l'angle d'orientation θ : les valeurs diminuent en m ême temps que l'angle orientation θ. Le stratifi é crois é montre des contraintes r ésiduelles plus importantes, tandis que le stratifi é unidirectionnel expose les plus faibles (< 5 MPa en moyenne). Cela signifie que l'empilement affecte sensiblement la distribution des contraintes r ésiduelles en cas de stratifi é [0₂/θ₂]_S.
- Concernant l'étude expérimentale, il est nécessaire d'analyser les erreurs sur les résultats afin de valider l'approche proposée. Les valeurs moyennes sont

considérées comme une contrainte uniforme au sein des plis de même orientation. Les résultats et leurs écart-types sont résumés dans le tableau 2-6. Nous avons constaté que plus l'angle d'orientation est faible vers 0° , plus les erreurs sont importantes. De mani re g én érale, la m éhode du trou incr énental permet de d'écrminer les profils de contraintes r ésiduelles au sein des stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ avec des résultats stables, sauf dans le cas d'un stratifié unidirectionnel [0]₈. Pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 30^\circ$, 45° , 60° , 90°), les résultats tendent à être proches des valeurs moyennes. Par contre, si l'on s'intéresse au stratifié unidirectionnel, on constate un très grand écart-type, ce qui indique que les données s' étendent sur une très large gamme de valeurs ; la méthode du trou incrémental n'est donc pas si fiable pour la détermination des contraintes résiduelles dans un stratifié unidirectionnel. Les variations de ces résultats sont dues à plusieurs raisons. La plus importante est que les contraintes résiduelles dans les plis sont si faibles que les jauges de déformation placées sur la surface ne sont pas si sensibles et ne peuvent quantifier la déformation dégagée en surface par le perçage. Malgré cela, l'éude montre tout de mêne que les contraintes résiduelles dans le stratifié unidirectionnel ne d'épassent pas les 5 MPa.

| Contraintes r ésiduelles | Plis | $[0_2/90_2]_s$ | $[0_2/60_2]_s$ | $[0_2/45_2]_s$ | $[0_2/30_2]_s$ | [0 ₈] |
|-----------------------------|------------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|-------------------|
| σ _v (MPa) | Plies 0 ° | -45,75±6,9% | -31,45±10,2% | -18,55±12,7% | -12,03±16,2% | 2,28±121% |
| | Plies θ° | 46,25±8,2% | 32,95±12,6% | 18,18±17,8% | 12,48±20,6% | -1,95±142% |
| σ _v (MPa) | Plies 0 ° | 56,70±5,5% | 44,10±9,3% | 31,63±13,4% | 18,80±15,1% | 2,65±101% |
| | Plies θ° | -57,70±5,3% | -43,83±7,4% | -30,75±9,9% | -18,50±15,2% | -2,33±100% |

Tab. 2-6. R ésultats des contraintes r ésiduelles pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$

4) Contrairement aux résultats obtenus pour le stratifié crois é, la direction principale des contraintes résiduelles varie avec l'angle d'orientation θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. La figure 2-37 permet de conna îre la direction principale des contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. Par exemple, l'angle principal (que nous appellerons β dans cette étude) vaut 35 ° dans le cas du stratifié $[0_2/30_2]_S$. Les angles principaux peuvent aussi être déterminés en

utilisant la théorie classique des stratifiés : la comparaison est faite entre les résultats expérimentaux et ceux de la théorie dans le prochain chapitre 3.2. Étant donné que les erreurs expérimentales viennent des déformations mesurées par les jauges en surface, ceci témoigne d'une détermination des angles principaux plus sensible aux déformations et erreurs expérimentales que celle des contraintes résiduelles.



Fig. 2-37. Direction principale pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 0^\circ$, 30°, 45°, 60°, 90°)

5) Afin de déterminer la relation entre les contraintes résiduelles et l'empilement pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$, on lie sur les figures 2-38 et 2-39 les r ésultats de contraintes r ésiduelles aux angles d'orientation des plis θ . Les contraintes r ésiduelles principales σ_X , σ_Y montrent alors une relation presque lin éaire par rapport à l'angle θ . La distribution des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ avec θ variant de 0° à 90 ° peut donc être pr évue par cette relation, fournissant ainsi des informations importantes de la distribution des contraintes r ésiduelles au sein des composites stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ dans leurs applications industrielles.



Fig. 2-38. Contrainte r ésiduelle σ_X en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$



Fig. 2-39. Contrainte r ésiduelle σ_{Y} en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_{S}$

2.8 Conclusion

Ce chapitre de d'érmination des contraintes r'ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ par la m'éhode du trou incrémental conduit à tirer les conclusions suivantes :

- Les théories existantes n'arrivent pas à déterminer les contraintes résiduelles à partir des déformations entra î ées par le per çage du trou incrémental à cause de la limite des théories sur l'anisotropie des stratifiés ±θ. De ce fait, nous avons propos é une nouvelle approche σ/ε permettant de déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés [0₂/θ₂]_s via méthode du trou incrémental.
- Les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 0, 30, 45, 60, 90$) ont été obtenues en adaptant la nouvelle approche avec des paramètres exp érimentaux optimis és. La comparaison entre nos r ésultats et ceux de la litt érature confirme la fiabilité et l'efficacité de l'approche proposée. Les r ésultats pour le stratifi é unidirectionnel $[0]_8$ ont été obtenus avec un tr ès grand écart-type, ce qui indique que l'approche proposée perd sa capacité dans le cas des unidirectionnels. Malgr é cela, notre étude a montr é tout de même que les contraintes r ésiduelles dans le stratifi é unidirectionnel ne d épassent pas les 5 MPa.
- Une distribution non-uniforme de ces contraintes internes dans les stratifi és [0₂/θ₂]_s a été obtenue. Par contre, les contraintes dans les plis avec la même orientation (soit 0°, soit θ°) sont presque identiques pour tous ces stratifi és. Les contraintes résiduelles maximales dans le cas de 0 %90° peuvent atteindre 45 MPa (σ_X), 57 MPa (σ_Y) dans les plis 0° et 47 MPa, -56 MPa dans les plis 90° respectivement. Les directions principales des contraintes résiduelles varient selon l'angle θ.
- En terme de magnitude des contraintes r śiduelles, une relation lin éaire entre les contraintes r śiduelles et les angles θ a ét é établie pour les stratifi ś [0₂/θ₂]_s en adaptant les r śultats exp érimentaux. La valeur des contraintes r śiduelles augmente de 2 MPa à 50 MPa lorsque l'angle varie de 0 à 90°.

Ce chapitre a permis de mettre en place la d'érmination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $\pm \theta$. Avec les résultats obtenus dans le cas des stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$,

l'importance de l'angle θ sur la distribution des contraintes résiduelles a étémise en évidence. Le chapitre suivant aura pour objet d'étudier les différents paramètres influen çant les contraintes résiduelles à l'aide de l'approche proposée.

Chapitre 3. Influence des divers param ètres sur les contraintes résiduelles dans les stratifiés $\pm \theta$

| 3.1 Int | roduction |
|-------------|---|
| 3.2 De | termination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ par la |
| th éorie cl | assique des stratifiés90 |
| 3.2.1 | D étermination des coefficients de dilatation thermique (CDTs) du pli91 |
| 3.2.2 | Th éorie classique des stratifi és96 |
| 3.2.3 | Contraintes r ésiduelles th éoriques dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ |
| 3.2.4 | Influence des param dres thermiques sur les r sultats théoriques102 |
| 3.3 Co | ntraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$ 105 |
| 3.3.1 | D formations autour du trou106 |
| 3.3.2 | R ésultats de contraintes r ésiduelles109 |
| 3.4 Co | ntraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ ayant subi le cycle de |
| cuisson r | nodifi é114 |
| 3.4.1 | Cycle de cuisson modifi é114 |
| 3.4.2 | R ésultats de contraintes r ésiduelles115 |
| 3.5 Eff | et du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes |
| r ésiduelle | es |
| 3.5.1 | Vieillissement hydrothermique du composite118 |
| 3.5.2 | Propri ét és m écaniques des éprouvettes apr ès vieillissement |
| 3.5.3 | Contraintes r ésiduelles apr ès vieillissement hydrothermique121 |
| 3.6 Co | nclusion |

3.1 Introduction

Dans le chapitre pr & édent, les contraintes r & iduelles ont $d d d ermin & dans les stratifi & [0_2/\theta_2]_S$ avec la m dhode du trou incr émental. Dans ce chapitre, nous allons calculer la distribution des contraintes r & iduelles avec la th & forie classique des stratifiés et faire la comparaison entre l'étude théorique et expérimentale. L'influence de l'épaisseur du stratifi & sur les contraintes r & iduelles sera ensuite & dudi & en r & faisant des mesures sur les stratifi & plus & pais [0_4/\theta_4]_S. Nous modifierons par la suite le cycle de cuisson et d & derminerons la variation des contraintes r & iduelles en appliquant la m thode du trou incrémental. Enfin, nous nous pencherons sur l'effet du vieillissement hydrothermique sur le niveau de contraintes r & iduelles.

3.2 D'écrmination des contraintes r'ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ par la th'éorie classique des stratifi és

La détermination théorique des contraintes résiduelles contient deux grands axes : l'approche micromécanique et macro mécanique. Les contraintes résiduelles ont été d termin ées dans notre teude avec la méthode du trou incrémental à l'échelle macroscopique. Et alors, serait-il possible d'appliquer la théorie classique des stratifiés afin de prévoir les contraintes résiduelles au niveau des plis? L'intérêt principal de l'analyse se situe dans la différence des coefficients de dilatation thermique entre plis adjacents (Kim and Hahn 1989; White and Hahn 1992a; Bogetti and Gillespie 1992; Callioğlu et al. 2005). Pour les composites à matrice thermodurcissable (carbone/époxy), deux solutions générales ont été proposées: l'approche thermoélastique (Hahn and Pagano 1975) et thermo-visco dastique (Griffin 1983; Kim 2004; Clifford et al. 2006; Brauner et al. 2012), selon le comportement thermique de la matrice thermodurcissable. En consid érant que la r éraction chimique pendant le cycle de cuisson ne joue pas un rôle majeur en cas de contrainte plane et, donc en faisant l'hypothèse que le stratifié était dans un état libre de toute contrainte ('stress-free state') à la fin du processus de réticulation, alors la température correspondant à la disparition de cet état avait été généralement supposée être la température de réticulation (Prasatya et al. 2001) . Bien que le modèle thermovisco dastique fournisse une solution plus pr écise, un mod de thermo dastique est tout à fait adapté à notre étude afin d'acquérir une estimation théorique des contraintes r ésiduelles. En tenant compte du manque d'informations sur le comportement de la

matrice pendant le cycle de cuisson, le mod de thermo dastique est suffisamment performant pour les stratifi és minces (Bogetti and Gillespie 1992) dans le cadre d'une d dermination des contraintes r ésiduelles.

3.2.1 Détermination des coefficients de dilatation thermique (CDTs) du pli

Avant d'utiliser la théorie classique des stratifiés, on s'intéresse particulièrement à la détermination des CDTs d'un pli à partir des CDTs des constituants du composite qui sont à l'origine des contraintes r ésiduelles dans les stratifiés. Un mod de thermo élastique (Schapery 1968; Ishikawa et al. 1978) est appliqué dans ce but, et les expressions de base et les conditions aux limites sont propos és suivant en figure 3-1 :



Fig. 3-1. Sch éna des diff érentes d éformations induites par un gradient thermique (Dominique 2005)

Avant de commencer l'analyse, nous faisons les cinq hypothèses suivantes :

 En supposant que les CDTs de la matrice et de la fibre sont ind épendants de la temp érature, les d éformations thermiques ont les formes suivantes :

$$\varepsilon_{f}^{\alpha} = \alpha_{f}(T - T_{0})$$

$$\varepsilon_{m}^{\alpha} = \alpha_{m}(T - T_{0})$$

$$\varepsilon_{x}^{\alpha} = \alpha_{x}(T - T_{0})$$

$$\varepsilon_{y}^{\alpha} = \alpha_{y}(T - T_{0})$$
(3.1)

 $O ù T_0$ est la temp érature à laquelle le stratifi é était dans un état libre de toute contrainte interne et *T* la temp érature finale.

 Dans la direction x, du fait d'une adhésion idéale entre la fibre et la matrice, on suppose que les d formations sont uniformes pour la fibre, la matrice et le composite :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_{fx} = \varepsilon_{mx} \tag{3.2}$$

 Pourtant dans la direction y, en cas de retrait thermique, les déformations des fibres et de matrice sont différentes, dans le cas où une contrainte extérieure n'est pas appliquée, elles sont nulles :

$$\sigma_y = \sigma_{fy} = \sigma_{my} = 0 \tag{3.3}$$

4) En appliquant la loi des mélanges sur les deux directions planes, les déformations et les contraintes sur la structure entière sont alors (l'effet de cisaillement n'intervient pas) :

$$\sigma_{x} = V_{f} \times \sigma_{fx} + V_{m} \times \sigma_{mx}$$

$$\varepsilon_{y} = V_{f} \times \varepsilon_{fy} + V_{m} \times \varepsilon_{my}$$
(3.4)

5) Selon la mécanique classique des matériaux, on applique la loi de Hooke aux fibres et à la matrice pour obtenir les équations fondamentales suivantes :

$$\varepsilon_{fx} = \frac{1}{E_f} \sigma_{fx} - \frac{\vartheta_f}{E_f} \sigma_{fy} + \varepsilon_f^{\alpha}$$

$$\varepsilon_{fy} = -\frac{\vartheta_f}{E_f} \sigma_{fx} + \frac{1}{E_f} \sigma_{fy} + \varepsilon_f^{\alpha}$$

$$\varepsilon_{mx} = \frac{1}{E_m} \sigma_{mx} - \frac{\vartheta_m}{E_m} \sigma_{my} + \varepsilon_m^{\alpha}$$

$$\varepsilon_{my} = -\frac{\vartheta_m}{E_m} \sigma_{mx} + \frac{1}{E_m} \sigma_{my} + \varepsilon_m^{\alpha}$$
(3.5)

En utilisant l'hypothèse (3), les équations fondamentales deviennent alors :

$$\varepsilon_{fx} = \frac{1}{E_f} \sigma_{fx} + \varepsilon_f^{\alpha}$$
$$\varepsilon_{fy} = -\frac{\vartheta_f}{E_f} \sigma_{fx} + \varepsilon_f^{\alpha}$$

$$\varepsilon_{mx} = \frac{1}{E_m} \sigma_{mx} + \varepsilon_m^{\alpha}$$

$$\varepsilon_{my} = -\frac{\vartheta_m}{E_m} \sigma_{mx} + \varepsilon_m^{\alpha}$$
(3.6)

Coefficient de dilatation thermique α_x dans la direction longitudinale du pli

Étant donné qu'il n'y a pas de contrainte extérieure ($\sigma_x = V_f \times \sigma_{fx} + V_m \times \sigma_{mx} = 0$), au cours du refroidissement, on obtient l'équation suivante en combinant les éléments de contraintes σ_{fx} et σ_{mx} ($\varepsilon_{fx} = \frac{1}{E_f}\sigma_{fx} + \varepsilon_f^{\alpha}$, $\varepsilon_{mx} = \frac{1}{E_m}\sigma_{mx} + \varepsilon_m^{\alpha}$):

$$V_f E_f(\varepsilon_{fx} - \varepsilon_f^{\alpha}) + V_m E_m(\varepsilon_{mx} - \varepsilon_m^{\alpha}) = 0$$
(3.7)

En tenant compte de l'hypothèse (2), la déformation sur la direction x peut s'écrire :

$$\varepsilon_{\chi} = \frac{V_f E_f \varepsilon_f^{\alpha} + V_m E_m \varepsilon_m^{\alpha}}{V_f E_f + V_m E_m}$$
(3.8)

Et alors,

$$\alpha_x = \frac{V_f E_f \alpha_f + V_m E_m \alpha_m}{V_f E_f + V_m E_m} \tag{3.9}$$

Coefficient de dilatation thermique α_{v} dans la direction transversale du pli

En considérant l'expression $\varepsilon_y = V_f \times \varepsilon_{fy} + V_m \times \varepsilon_{my}$ et les équations engendrées par l'hypothèse (3), on obtient :

$$\varepsilon_{y} = V_{f}\varepsilon_{f}^{\alpha}(1+\vartheta_{f}) + V_{m}\varepsilon_{m}^{\alpha}(1+\vartheta_{m}) - \varepsilon_{x}(\vartheta_{m}V_{m}+\vartheta_{f}V_{f})$$
(3.10)

Le coefficient de dilatation transversal est déterminé par l'expression suivante :

$$\alpha_{y} = V_{f}\alpha_{f}(1+\vartheta_{f}) + V_{m}\alpha_{m}(1+\vartheta_{m}) - \alpha_{x}(\vartheta_{m}V_{m}+\vartheta_{f}V_{f})$$
(3.11)

En combinant les expressions fondamentales et les conditions aux limites au niveau du pli, les CDTs du pli sont d'étermin és par approche théorique sous la forme d'une fonction des propriétés du composite, par exemple par les constituants du stratifié (fraction volumique V_f , V_m), les propriétés mécaniques (modules d'Young E_f , E_m et coefficients de Poisson ϑ_f , ϑ_m) et les propriétés thermiques (CDT α_f , α_m). Par la suite, on s'intéressera plus particulièrement à l'influence de ces paramètres sur les résultats de CDTs du pli.

Influence des param àres sur les CDTs du pli

Avec la fiche technique du fournisseur, la température de cuisson a été choisie à 120 °C, ce qui donne $\Delta T = 20$ °C – 120 °C = –100 °C. Par contre, il n'y pas d'informations précises pour les CDTs des constituants du pli préimprégn é En tenant compte des informations tir éts de la litt étature, on fixe le CDT de la fibre $\alpha_f = 5 \times$ 10^{-6} °C⁻¹(MK^{-1}) et celui de la matrice $\alpha_m = 100 \times 10^{-6}$ °C⁻¹(MK^{-1}).



Fig. 3-2. Variation de α_L et α_T en fonction de la fraction volumique de fibres V_f

Dans un premier temps, l'influence de la fraction volumique de fibres V_f sur les coefficients de dilatation thermique du pli est mise en évidence par la figure 3-2 où les coefficients correspondants de la fibre α_f et de la matrice α_m sont présent és pour comparaison. Les CDTs du pli diminuent avec la croissance de V_f : sur la direction longitudinale, α_L diminue rapidement jusqu'à la valeur α_f ; en revanche, dans la direction transversale, α_T augmente faiblement lorsque le V_f est faible et ensuite diminue lin éairement. À partir de ces r ésultats, on peut voir que la fraction volumique de fibres V_f a une influence importante sur les CDTs du pli et qu'elle a donc un effet sur l'obtention de contraintes r ésiduelles dans les composites stratifi és.

Ensuite, nous faisons varier les CDTs des constituants du composite (fibre α_f et matrice α_m) afin d'observer l'influence de cette variation sur les CDTs du pli, comme présent é en Fig.3-3. On voit que le CDT de la fibre a peu d'effet sur celui du pli dans

la direction soit longitudinale α_L , soit transversale α_T (Fig. 3-3(a)). Sur la figure 3-3(b), on peut constater que le CDT du pli α_T d'épend fortement du CDT de la matrice. Il est à conclure que ce sont les propri ét és thermiques de la matrice qui dominent le plus que celles du pli pour les composites stratifi és.



Fig. 3-3. Variation de α_L et α_T en fonction de coefficients de dilatation thermique de constituants : (a) fibre α_f ; (b) matrice α_m

3.2.2 Th éorie classique des stratifi és

Nous avons d'éjà étudi é les effets du gradient thermique en appliquant la théorie classique des stratifi és. Dans un pli k, après refroidissement de la température de cuisson (T_c) à la température ambiante (T_0) , le champ de d'éformation thermique entra \hat{n} é par les coefficients de dilatation thermique du pli dans le repère du pli (o, L, T, Fig. 3-4) peut être exprimé par l'équation 3.12, où 'L' représente la direction de fibre et 'T' la direction perpendiculaire.



Fig. 3-4. Système de coordonn és utilis éen théorie classique des stratifi és

$$\{\varepsilon^*\}_k = \left\{ \begin{matrix} \varepsilon_{\rm L}^* \\ \varepsilon_{\rm T}^* \end{matrix} \right\}_k = \{\alpha\}_k \Delta T = \left\{ \begin{matrix} \alpha_{\rm L}^* \\ \alpha_{\rm T}^* \end{matrix} \right\}_k \Delta T$$
(3.12)

Avec

 $\{\boldsymbol{\varepsilon}^*\}_{\boldsymbol{k}}$: Champ de d'éformation thermique dans le pli \boldsymbol{k} ; $\{\boldsymbol{\varepsilon}^*\}_{\boldsymbol{k}} = \begin{cases} \boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{L}}^*\\ \boldsymbol{\varepsilon}_{\mathrm{T}}^* \end{cases}_{\boldsymbol{k}}$

 $\{\alpha\}_k$: Coefficients de dilatation thermique du pli k

 ΔT : Diff érence de temp érature, $\Delta T = T - T_0$

En supposant un pli orienté à un angle θ , la déformation du pli $\{\overline{\varepsilon^*}\}_k$ dans le repère global <0, x, y> a la forme suivante :

$$\{\overline{\varepsilon^*}\}_k = \begin{cases} \varepsilon_x^* \\ \varepsilon_y^* \\ \varepsilon_{xy}^* \\ \varepsilon_{xy}^* \end{cases}_k = \begin{bmatrix} \cos^2\theta & \sin^2\theta \\ \sin^2\theta & \cos^2\theta \\ -2\cos\theta\sin\theta & 2\cos\theta\sin\theta \end{bmatrix} \begin{cases} \varepsilon_{\rm L}^* \\ \varepsilon_{\rm T}^* \\ \end{cases}_k$$
(3.13)

Ainsi, en adaptant la théorie classique des stratifiés, on obtient la contrainte thermique au sein du pli k dans le repère global :
Avec

 $\{\overline{\sigma}^*\}_k$: Contrainte thermique au sein du pli *k* dans le rep ère global <0, x, y> $[\overline{Q}]_k$: Matrice de rigidit é du pli *k*; dans le cas d'un pli orthotrope, cette matrice peut se mettre sous la forme suivante dans laquelle les termes $\overline{Q_{1j}}$ (Berthelot 1999) sont en fonction des propri é és m écaniques du mat ériau en 2D :

$$[\bar{Q}]_k = \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{66}} \end{bmatrix}_k$$

Le champ des résultantes en membrane, conséquence du chargement thermique dans le pli k et not é $N_k^*(x, y)$, est défini par :

$$N_{k}^{*}(x,y) = \begin{bmatrix} N_{x}^{*} \\ N_{y}^{*} \\ N_{z}^{*} \end{bmatrix}_{k} = \int_{h_{k-1}}^{h_{k}} \{\overline{\sigma^{*}}\}_{k} \, dz = \int_{h_{k-1}}^{h_{k}} \begin{cases} \sigma_{x}^{*} \\ \sigma_{y}^{*} \\ \sigma_{z}^{*} \end{cases}_{k} \, dz \tag{3.15}$$

La discontinuité des contraintes en passant d'une couche à l'autre conduit alors au champ des r ésultantes en membrane au niveau du stratifi é:

$$N^{*} = \begin{bmatrix} N_{x}^{*} \\ N_{y}^{*} \\ N_{z}^{*} \end{bmatrix} = \sum_{k=1}^{n} N_{k}^{*}(x, y) = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_{k}} \{\overline{\sigma^{*}}\}_{k} dz = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_{k}} \begin{cases} \sigma_{x}^{*} \\ \sigma_{y}^{*} \\ \sigma_{z}^{*} \end{cases}_{k} dz$$
(3.16)

Les relations fondamentales des stratifiés font également intervenir les moments résultants. Les moments au niveau du stratifiésont définis par :

$$M^{*} = \sum_{k=1}^{n} M_{k}^{*}(x, y) = \sum_{k=1}^{n} \begin{bmatrix} M_{x}^{*} \\ M_{y}^{*} \\ M_{z}^{*} \end{bmatrix}_{k} = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_{k}} z \begin{cases} \sigma_{x}^{*} \\ \sigma_{y}^{*} \\ \sigma_{z}^{*} \end{cases}_{k} dz$$
(3.17)

Dans le cas de stratifiés équilibrés et symétriques de type $[0_2/\theta_2]_s$, les moments résultants thermiques M* sont nuls en absence des moments extérieurs appliqués.

$$M^* = \begin{bmatrix} 0\\0\\0\end{bmatrix}$$

Après avoir d'éterminé les effets du refroidissement en utilisant la théorie classique des stratifiés, on considère le cas général en prenant en compte les phénomènes thermiques. On a alors :

$$\begin{bmatrix} N\\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B\\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_m\\ \kappa \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} N^*\\ M^* \end{bmatrix}$$
Avec
(3.18)

 $\boldsymbol{\varepsilon}_m$: Champ de d'éformation g én éral du stratifi é

- κ : Courbure g én érale du stratifi é
- $\begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix}$: Raideur de membrane-flexion,

Où
$$A_{ij} = \sum_{k=1}^{n} (h_k - h_{k-1}) \left[\overline{Q_{ij}} \right]_k$$
, $B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^{n} (h_k^2 - h_{k-1}^2) \left[\overline{Q_{ij}} \right]_k$ et $D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^{n} (h_k^3 - h_{k-1}^3) \left[\overline{Q_{ij}} \right]_k$

En cas d'absence de chargement mécanique, on a N = 0 et M = 0; de plus, pour les stratifi és symétriques $[0_2/\theta_2]_s$, on a aussi $B_{ij} = 0$ et $\kappa = 0$; et alors,

$$\begin{bmatrix} N^* \\ M^* \end{bmatrix} = - \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_m \\ \kappa \end{bmatrix}$$

En résolvant l'équation ci-dessus, on peut conna îre le champ de d'éformation g én éral ε_m d'u au refroidissement du composite.

Enfin, en combinant contraintes g én érales et contraintes thermiques dans chaque pli, les contraintes résiduelles peuvent être déterminées dans un pli θ° grâce à la formule suivante :

$$\begin{cases} \sigma_x^{rs} \\ \sigma_y^{rs} \\ \sigma_z^{rs} \end{cases}_{\theta} = [\bar{Q}]_{\theta} (\{\varepsilon_m\} + \{\bar{\varepsilon}^*\}_{\theta}) = \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{66}} \end{bmatrix}_{\theta} \left(\{\varepsilon_m\} + \begin{cases} \alpha_x^* \\ \alpha_y^* \\ \alpha_z^* \\ \alpha_z^* \\ \theta \end{bmatrix}_{\theta} \Delta T \right)$$
(3.19)

3.2.3 Contraintes r ésiduelles théoriques dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$

La figure 3-5 montre les contraintes résiduelles calcul és par cette théorie dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$. Les résultats théoriques de σ_x et σ_y en fonction de l'angle d'orientation θ sont illustrés par la figure 3-5(a) et (b), la figure 3-5(c) permettant une

comparaison des directions principales en fonction des angles d'orientation entre les r ésultats exp érimentaux et th éoriques.





Fig. 3-5. Contraintes r ésiduelles d étermin és par m éhode th éorique : (a) σ_X ; (b) σ_Y ; (c) comparaison des directions principales entre les r ésultats exp érimentaux et th éoriques

En analysant ces figures, quelques points peuvent être mis en avant :

1) Les r sultats théoriques montrent que les contraintes r siduelles dans les plis de même orientation sont uniformes pour tous les stratifi s $[0_2/\theta_2]_{S}$, ce qui correspond aux r sultats exp érimentaux. La figure 3-6 illustre les r sultats théoriques et exp érimentaux du stratifi é $[0_2/90_2]_S$. Il est clair que les contraintes résiduelles, soit σ_X , soit σ_Y , sont uniformes dans les plis en même orientation (plis 0°, plis 90°). C'est la raison pour laquelle nous avons présenté les r sultats non pas en fonction de la profondeur mais bien en fonction de l'orientation du pli en figure 3-5. Pour un stratifi é donn é, selon les r sultats obtenus, les plis 0° sont en état de compression pour σ_X tandis que les plis θ° subissent une tension, comme ce que l'on a observé dans la partie de d termination exp érimentale. Cela signifie que la distribution théorique correspond bien à celle d termin \notin exp érimentalement.



Fig. 3-6. R ésultats exp érimentaux et th éoriques pour le stratifi é $[0_2/90_2]_S$

2) Les valeurs de contraintes résiduelles issues de l'expérience et de la théorie sont identiques. Par exemple, les valeurs moyennes dans les plis 90° de stratifi é $[0_2/90_2]_s$ sont $\sigma_x = 46$ MPa, $\sigma_Y = -58$ MPa pour les valeurs expérimentales et $\sigma_x = 48$ MPa, $\sigma_Y = -48$ MPa pour les valeurs théoriques (voir Fig. 3-6). Même s'il existe une légère différence entre ces valeurs, ces deux résultats sont quasiment identiques en prenant compte les erreurs expérimentales et l'imprécision du modèle thermoélastique.



Fig. 3-7. Contraintes r ésiduelles (valeurs absolues) en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$

3) Expérimentalement, les relations entre la distribution des contraintes résiduelles et l'orientation θ sont lin éaires. À partir des résultats théoriques, on

obtient également une relation quasiment lin éaire, sauf en fin de courbe. La figure 3-7 illustre la comparaison des r ésultats th éoriques et exp érimentaux sur les contraintes résiduelles en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$. En considérant la différence entre les contraintes σ_X et σ_Y , les r ésultats th éoriques se trouvent au milieu de ces contraintes. Cela montre que les contraintes r ésiduelles ainsi que leur variation en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ correspondent bien aux celles exp érimentales.

4) Quant aux directions principales des contraintes r ésiduelles, les r ésultats sont identiques entre l'expérience et la théorie (Fig. 3-5(c)). Il faut noter que pour les contraintes r ésiduelles dans le cas du stratifi é unidirectionnel [0]₈, le mod de ne peut d éterminer leur direction principale étant donn é que le d énominateur est nul pendant le calcul. Bien que les erreurs exp érimentales soient très grandes (voir l'explication dans la partie expérimentale), les tendances de ces deux courbes sont identiques.

3.2.4 Influence des paramètres thermiques sur les résultats théoriques

Comme pour les CDTs du pli, on peut étudier de façon théorique l'influence des param ètres sur les résultats de contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$. Vu que les contraintes résiduelles dans les stratifiés résultent de la différence de déformations thermiques entre les plis orient és pendant la fabrication de la plaque, trois param ètres concernant le cycle de cuisson sont étudiés dans ce chapitre: la différence de température ΔT , le CDT de la fibre α_f et de la matrice α_m .

Influence de param \check{e} tre ΔT

Dans notre étude, la diff érence entre la temp érature de cuisson et la temp érature finale est de $\Delta T = 100$ °C. Afin d'évaluer l'influence de cette différence, une série de ΔT [60 °C; 80 °C; 100 °C; 120 °C; 140 °C] est utilis ée.

Comme montré en figure 3-8, les contraintes résiduelles augmentent avec la croissance de la différence de température. Il faut noter que cette conclusion s'est basée sur l'utilisation d'un modèle thermoélastique de matériau. Dans le cas d'un modèle thermo-visco d'astique, les propriétés thermiques du matériau varient en

fonction de la temp érature, nous nous concentrons donc sur les contraintes r ésiduelles induites par le processus de refroidissement. Les contraintes dues à la r étraction chimique ne sont pas prises en compte.



Fig. 3-8. Influence de ΔT sur les r ésultats th éoriques dans les plis 0 ° pour $[0_2/\theta_2]_s$

Influence de CDT de fibre α_f et de matrice α_m

Les CDTs des constituants du composite donnent les CDTs du pli et affectent donc logiquement la distribution des contraintes résiduelles. Afin de quantifier cette influence, nous avons aussi utilis é une s érie de valeurs pour α_f et α_m dans les calculs théoriques. Les coefficients de dilatation thermique α_f et α_m sont utilis és comme r éférences de calcul et varient en s érie :

 $[0,25 \alpha_f(\alpha_m); 0,5 \alpha_f(\alpha_m); \alpha_f(\alpha_m); 2 \alpha_f(\alpha_m); 4 \alpha_f(\alpha_m)].$



Fig. 3-9. Influence de α_f sur les r ésultats th éoriques dans les plis 0 ° pour $[0_2/\theta_2]_S$

La figure 3-9 présente les contraintes résiduelles σ_Y en fonction du coefficient de dilatation thermique de fibre α_f . Avec la croissance de α_f , les contraintes résiduelles produites d'écroissent. On constate aussi que les différences des contraintes résiduelles ne sont pas importantes. Cela signifie que la propriété thermique de la fibre ne joue pas le rôle principal sur la formation des contraintes résiduelles pendant le cycle de cuisson. Ce résultat est en accord avec l'influence des CDTs de fibre sur les CDTs du pli ; on avait constaté que la performance thermique de la fibre a une influence relativement faible sur les propriétés thermiques du pli, soit dans la direction longitudinale α_x , soit transversale α_y , comme présentéen figure 3-3(a).

De la même manière, les résultats pour une variation du CDT de la matrice α_m sont exposés en figure 3-10. Contrairement aux résultats de α_f (Fig. 3-9), les contraintes résiduelles induites augmentent avec la croissance de α_m et on observe une forte dépendance de la performance thermique de la matrice sur les contraintes résiduelles engendrées par le cycle de cuisson au sein du composite stratifi é On rappelle que la figure 3-3(b) illustrait une relation significative entre la propriété thermique de la matrice α_m et les CDTs du pli. Ces résultats prouvent bien l'influence des CDTs sur l'obtention des contraintes résiduelles et valident l'application de la théorie classique des stratifiés. De ce fait, il faut donc bien choisir la matrice utilisée lors de la conception d'une structure en composite afin d'optimiser les contraintes résiduelles thermiques.



Fig. 3-10. Influence de α_m sur les r ésultats th éoriques dans les plis 0 ° pour $[0_2/\theta_2]_s$

3.3 Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$

Sachant que le gradient thermique à travers l'épaisseur n'est pas constant, les contraintes r ésiduelles obtenues diff àrent en tout point du stratifié. L'épaisseur du pli joue un rôle important sur les param àres exp érimentaux : par exemple, le champ de temp érature provoque un taux de polym érisation diff érent dans les parties ext érieures et centrale du stratifi é (Bogetti and Gillespie 1992; Mowrer 2005; Mulle et al. 2009; Telford et al. 2014; Bateman et al. 2005; Kim and Lee 2007b; Kim et al. 2006b; Parlevliet 2010; Bogetti and Gillespie 1991). Dans cette étude, nous allons d éterminer les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és relativement épais en adaptant l'approche proposée par la méthode du trou incrémental afin de découvrir l'effet de l'épaisseur du stratifi é avec la m éhode exp érimentale.

Les mesures de d'éformations sur les stratifi és avec un empilement $[0_4/\theta_4]_s$ ($\theta = 30^\circ$, 45°, 60°, 90°) sont r'éalis és. En tenant compte du nombre de plis, l'épaisseur de ces stratifi és est deux fois plus épaisse que celle des stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$. À partir de cela, nous pouvons étudier l'influence de l'épaisseur sur les CR et en même temps vérifier

la relation entre les contraintes résiduelles et l'orientation des plis θ . Des plis unidirectionnels préimprégnés (même matériau que pour les stratifiés minces) sont utilisés pour la préparation des stratifiés $[0_4/\theta_4]_s$. Les mesures de déformation ont été réalisées avec les mêmes paramètres expérimentaux (vitesse de rotation de perçage, vitesse d'avance, profondeur d'incrément, type de jauge, configuration des jauges en surface, etc.). De façon similaire à l'expérience précédente, le perçage est fait jusqu'au plan médian du stratifié, ce qui correspond à une profondeur de 1600 µm pour 16 incréments (100 µm / incrément).

3.3.1 D formations autour du trou

Les résultats de déformations sont montrés en figures 3-11 (ε_1 , Jauge G1), 3-12 (ε_2 , Jauge G2) et 3-13 (ε_3 , Jauge G3) en fonction de la profondeur du perçage pour chaque incrément et pour chaque type d'empilement.

Globalement, on retrouve les caract éristiques typiques des d'éromations comme dans le cas de stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$. Sur ces figures, on observe aussi une augmentation des déformations jusqu'à la frontière de 0° et θ (800 µm), et une diminution jusqu'à la fin du per çage. Au niveau des erreurs exp érimentales, les r ésultats sont en g én éral stables sauf pour les r ésultats de la deuxi ème jauge, des écart-types importants étant constat és.



Fig. 3-11. D'éformations ε_1 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_s$



Fig. 3-12. D'éformations ε_2 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$



Fig. 3-13. D'éformations ε_3 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

On se concentre sur les aspects présentant des différences en comparaison avec les d'érormations des stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$. Pour $\theta = 60^\circ$ par exemple (Fig. 3-14), on constate que les trois d'érormations en cas de plaque épaisse sont plus importantes que celles mesur és pour la plaque mince. Ces courbes de comparaison entre la plaque mince et

épaisse montrent une différence surtout après l'interphase $0\%0^\circ$ à 800 µm, ce qui donne s ûrement une différence pour les contraintes r ésiduelles.





Fig. 3-14. Comparaison des r ésultats de d'éformations en fonction de la profondeur entre les stratifi és $[0_2/60_2]_s$ et $[0_4/60_4]_s$: (a) ε_1 ; (b) ε_2 ; (c) ε_3

Pour ces différences, deux possibilités existent : d'une part, le changement de géométrie provoque une variation des d'éformations entra î és par la distribution des contraintes résiduelles ; d'autre part, les jauges ne sont pas sensibles à la déformation entra î é par la relaxation des contraintes résiduelles dans les incréments profonds. Pour la première, dans notre mod de de d'érmination des coefficients de calibration, les variations de d'éformation en raison du changement g éom étrique ont ét éd é à prises en compte dans le mod de num étique. Pour la deuxi ème, nous pensons que ce sont des erreurs expérimentales, des moyens plus précis de mesure des d'éformations semblent n écessaires.

3.3.2 R ésultats de contraintes r ésiduelles

À partir des déformations, on applique la relation dérivée du chapitre 2 pour déterminer les contraintes résiduelles au sein des stratifiés. Il faut noter que les coefficients de calibration doivent être recalculés àcause du changement de géométrie du stratifié pour respecter l'empilement $[0_4/\theta_4]_s$.

La figure 3-15 et la figure 3-16 mettent en évidence les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_4/\theta_4]_s$ en fonction de la profondeur. Comme avant, on considère que leur distribution est symétrique, le stratifié l'étant lui-même.



Fig. 3-15. Contrainte r ésiduelle σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$



Fig. 3-16. Contrainte r ésiduelle σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$

En fait, d'un point de vue qualitatif, la distribution des contraintes résiduelles est sensiblement la même que celle du stratifi é $[0_2/\theta_2]_S$. Les contraintes dans les plis unidirectionnels (plis 0 ° ou plis θ °) sont presque uniformes, ce qui correspond aux stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$. Pour la contrainte σ_X (Fig. 3-15), les plis 0 ° subissent une contrainte de compression, alors que les plis θ ° sont en traction. La frontière de distribution de ces contraintes r ésiduelles oppos és se situe à la fronti ère 0 % θ °pour tous les stratifi és. Les contraintes résiduelles diminuent avec la décroissance de l'angle d'orientation θ dans les stratifi és épais $[0_4/\theta_4]_S$.

En revanche, d'un point de vue quantitatif, l'effet du nombre de plis sur les résultats des contraintes résiduelles est révélé en prenant l'exemple de $[0_4/60_4]_S$. Nous présentons les comparaisons entre les résultats de contraintes résiduelles pour les stratifi és $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$ dans les figures 3-17 et 3-18.



Fig. 3-17. Comparaison des r sultats de contraintes r siduelles σ_X en fonction de la profondeur entre les stratifi s $[0_2/60_2]_s$ et $[0_4/60_4]_s$



Fig. 3-18. Comparaison des r ésultats de contraintes r ésiduelles σ_Y en fonction de la profondeur entre les stratifi és $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$

Pour la contrainte σ_X , les r ésultats du stratifi é épais sont plus importants que ceux du stratifié mince jusqu'à la profondeur de 400 µm ; la valeur moyenne du premier per çage (100 µm) est de -46 MPa tandis que celle du dernier (400 µm) est de -32 MPa. De 400 µm jusqu'à 800 µm, la valeur moyenne pour le stratifi é épais (-35MPa) est un peu plus importante que la valeur moyenne du stratifi é mince. Pour la contrainte σ_Y , il n'y pas de grande différence dans les premiers 400 µm entre les résultats du stratifié épais (42 MPa) et mince (44 MPa). La valeur moyenne de 400 µm à 800 µm (37 MPa) est un peu plus faible que la valeur moyenne du stratifié mince (44 MPa). Si l'on se concentre uniquement sur la tendance des contraintes pour le stratifié épais, une d écroissance en fonction de l'épaisseur est observée dans les plis 0° (épaisseur < 800 µm), comme indiqué en figure 3-17 ; une même tendance se d'égage pour la contrainte σ_Y en figure 3-18.

Ces r sultats de contraintes r siduelles montrent que l'épaisseur du stratifié a une influence sur les valeurs de celles-ci, mais la distribution principale reste la même. La

tendance de décroissance sur les stratifiés épais résulte de la distribution non uniforme de temp érature et peut- être aussi de la diff érence de degr é de cuisson de la matrice. Dans les plis 60°, la contrainte moyenne σ_X reste un peu plus grande que celle du stratifi é mince et la contrainte moyenne $\sigma_{\rm Y}$ pour le stratifi é épais est presque pareille que celle du stratifié mince. On note que les contraintes résiduelles à 900 µm sont anormales : d'une part, les valeurs moyennes pour σ_X et σ_Y sont différentes des valeurs prévues (proches des valeurs moyennes pour les plis 60 °); d'autre part, la variation des résultats est très importante pour deux contraintes principales. Du fait que la position de la perceuse après les incréments n'est pas assez précise, particulièrement au niveau de l'interphase 0 %60 °, ces r ésultats peuvent être tol ér és. De plus, on constate également que dans les stratifiés épais, la variation des résultats dans les plis 60 ° devient beaucoup plus importante que dans les plis 0 °. Ces variations peuvent atteindre jusqu'à 30%, même 40% des valeurs moyennes. En considérant que le trou a été percé jusqu'à 1600 μ m pour les stratifi és épais $[0_4/60_4]_s$ et jusqu'à 800 µm pour les stratifiés minces, la méhode du trou incrémental perd son efficacitéet sa précision dans le cas d'un stratifié épais à cause de l'insensibilité à la déformation en surface et le grand nombre d'incréments réalisés.

En conclusion, la distribution des contraintes résiduelles à travers des stratifiés relativement épais $[0_4/\theta_4]_s$ conserve les caract éristiques d'éj à observ ées dans le cas de stratifiés minces $[0_2/\theta_2]_s$. Le profil de temp érature non uniforme suivant l'épaisseur et le degré de cuisson différent au sein du matériau conduit probablement à des perturbations mineures sur les résultats de contraintes résiduelles, comme ce que nous l'avons vu dans cette partie.

Ces influences de l'épaisseur sur les contraintes résiduelles doivent avoir une limite en associant les conditions de fabrication, l'analyse quantitative de cette partie restant à étudier dans le futur.

3.4 Contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi le cycle de cuisson modifi é

Dans le premier chapitre, nous avons cit é la r éduction des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és, dont la modification du cycle de cuisson, avec une relaxation par postcuisson. Dans cette partie, nous allons r éaliser la modification du cycle de cuisson pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ et ensuite d éterminer la distribution des contraintes résiduelles afin d'étudier l'influence de ces modifications sur les contraintes r ésiduelles.

3.4.1 Cycle de cuisson modifi é

Selon les études précédentes, la vitesse de refroidissement pendant la fabrication est l'un des paramètres les plus importants pour la formation des contraintes résiduelles au sein des stratifiés. Afin d'obtenir des stratifiés avec différentes contraintes résiduelles, nous proposons un cycle de cuisson avec un palier de post-cuisson combin é àune lente vitesse de refroidissement.



Fig. 3-19. Cycle de cuisson modifi écompar éavec le cycle normal

La figure 3-19 présente ce cycle de cuisson modifié comparé avec le cycle normal pour référence. Le cycle normal est constitué d'une augmentation de température de 20 °C jusqu'à 120 °C pendant 30 minutes, d'un palier de cuisson à 120 °C durant 60 minutes et d'un refroidissement à 10 °C/min ; le cycle modifié ajoute un palier de post-cuisson à 80 °C pendant 120 minutes et ensuite un refroidissement est réalisé à une vitesse très faible d'environ 0,1 °C/min.

3.4.2 R ésultats de contraintes r ésiduelles

En utilisant la méthode du trou incrémental, les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ avec le cycle de cuisson modifié ont été déterminées et sont présentées dans les figures 3-20 et 3-21.



Fig. 3-20. Contraintes r ésiduelles σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ avec le cycle de cuisson modifi é



Fig. 3-21. Contraintes r ésiduelles σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ avec le cycle de cuisson modifi é

Ces figures 3-20 et 3-21 montrent les caract éristiques g én érales de la distribution des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és avec le cycle de cuisson modifi é, comme ce que l'on a expliqué pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ avec le cycle de cuisson normal. Ici, le cas du stratifi é $[0_2/90_2]_s$ est pr ésent é comme exemple pour montrer la relaxation des contraintes r ésiduelles par modification du cycle de cuisson (Fig. 3-22 et Fig. 3-23).



Fig. 3-22. Comparaison des r sultats de contraintes r siduelles σ_X en fonction de la profondeur de stratifi s $[0_2/90_2]_S$ entre le cycle normal et cuisson modifi é



Fig. 3-23. Comparaison des r sultats de contraintes r siduelles σ_Y en fonction de la profondeur de stratifi si $[0_2/90_2]_s$ entre le cycle normal et cuisson modifi é

La conséquence principale de la modification du cycle thermique se trouve dans l'amplitude des résultats.

Pour les contraintes σ_X :

- dans les plis 0°, la valeur moyenne avec modification du cycle (-39 MPa) est environ 15% plus faible que celle obtenue dans le cas du cycle normal (-46 MPa);
- dans les plis 90°, la diminution correspondante est de 16%, de 46 MPa à 39 MPa.

Pour la contrainte $\sigma_{\rm Y}$: les valeurs moyennes diminuent d'environ 23% (de 58 MPa à 44 MPa) dans les plis 0 ° et de 14% (de -57 MPa à -49 MPa) dans les plis 90 °.

Nous pouvons alors conclure que dans notre étude, la méthode de modification du cycle de cuisson conduit bien à une réduction des contraintes résiduelles dans les stratifi és. Cette réduction d écoule de deux sources principales : le degré de cuisson de la matrice et la relaxation par comportement thermo-visco dastique de la matrice. Le degré de cuisson affecte les propriétés mécaniques inhérentes du stratifié (module d'Young, etc.) mais est sans effet sur la relaxation des contraintes résiduelles. Dans ce contexte, à partir des essais de traction, on aura la possibilité de distinguer ces deux sources (voir la section 4.4). Les propriétés mécaniques identiques des stratifiés avec ces deux cycles de cuisson montrent que la modification de cycle de cuisson a un effet de relaxation des contraintes résiduelles.

3.5 Effet du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes r ésiduelles

Dans les éudes précédentes (Gigliotti et al. 2007a; Gigliottia et al. 2006; Gigliotti et al. 2007b; Gigliotti et al. 2007c), l'effet de l'absorption d'eau due au vieillissement hydrothermique a été considéré comme l'origine de contraintes internes dans les composites stratifiés. Ces contraintes sont liées à l'hétérogénéité intrinsèque des composites, aux différentes dilatations thermiques et au gonflement hygroscopique des constituants du composite (fibre et matrice). En considérant que l'effet hydrothermique peut affecter l'état d'équilibre de contraintes au sein du stratifié, il est naturel de penser qu'une relaxation des contraintes résiduelles peut être obtenue par vieillissement hydrothermique. Étant donn éque le vieillissement àlong terme modifie significativement les propriétés mécaniques de la matrice et donc du composite, nous allons réaliser les essais de vieillissement hydrothermique de façon artificielle afin d'étudier son influence sur la distribution des contraintes résiduelles.

3.5.1 Vieillissement hydrothermique du composite

Le stratifi é crois é $[0_2/90_2]_s$ a été choisi comme éprouvette de vieillissement, les contraintes résiduelles en son sein étant les plus importantes de tous les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ étudi és. Des éprouvettes en carr é (100 mm × 100 mm) ont été mises dans la machine de vieillissement ATLAS® SUNTEST XXL avec comme condition hydrothermique 50 °C et 80% RH (humidit é relative) pendant 25 jours. La température et le taux d'humidité sont constants pendant toute la dur ée de vieillissement. En même temps, des éprouvettes pour essais de traction sont prépar ées et mises également dans la machine de vieillissement afin de réaliser des essais mécaniques destin és à quantifier la dégradation des propriétés mécaniques du composites stratifiés. Toutes les éprouvettes sont divis ées en cinq groupes et un groupe des éprouvettes est sorti de machine de vieillissement tous les 5 jours afin de mesurer le taux d'absorption d'eau t_{eau} selon le poids net des éprouvettes. La courbe d'absorption d'eau en fonction du temps est présentée en figure 3-24.



Fig. 3-24. Taux d'absorption de l'eau en fonction du temps de vieillissement (jours)

On constate que dans les 5 premiers jours, t_{eau} augmente de façon très importante, ensuite de plus en plus faiblement et à la fin reste presque constant (environ 0,6%). Cela signifie que l'absorption de l'eau se passe rapidement dans un premier temps et que les éprouvettes atteignent ensuite un état de saturation au niveau de l'absorption d'eau. Étant donné que la capacité d'absorption de la fibre de carbone est très faible par rapport à celle de la matrice, la source principale de l'absorption est probablement la matrice ou l'interface matrice/fibre. En supposant que le gonflement de la matrice affecte la distribution des contraintes r ésiduelles, on peut imaginer que les contraintes r ésiduelles peuvent être perturb és surtout au début du vieillissement. Cette supposition peut être v érifi é via les r ésultats de contraintes r ésiduelles.

3.5.2 Propri ét és m écaniques des éprouvettes apr ès vieillissement

Avant de d'éterminer les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és, nous avons besoin des propri ét és m écaniques du composite afin de les utiliser dans le processus de d'étermination num érique des coefficients des calibration, étant donn é que nous n'étions pas certains de l'influence ou non du vieillissement hydrothermique sur les propri ét és m écaniques. Les essais de traction sont r éalis és sur toutes les éprouvettes afin de voir l'effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques des composites. Les dimensions des éprouvettes et les param ètres de traction seront expliqu és dans le



chapitre suivant. La figure 3-25 illustre les propriétés mécaniques en fonction du temps de vieillissement.

Fig. 3-25. (a) Module de Young , (b) R ésistance à la traction des stratifi és $[0_2/90_2]_s$ en fonction du temps de vieillissement (jours)

On note sur la figure 3-25 qu'il n'y a quasiment pas de différence sur le module d'Young et la résistance à la traction après le vieillissement hydrothermique jusqu'à 25 jours. La variation des r sultats est inférieure à5 %, ce qui est sous la tol érance des erreurs expérimentales. À partir de ces r sultats, on peut d éduire que les propri ét és m écaniques des composites ne varient pas pendant ce vieillissement hydrothermique à court terme de 25 jours. Les m êmes propri ét és m écaniques du composite peuvent être donc utilis és pendant la d étermination num érique des coefficients de calibration.

3.5.3 Contraintes r śiduelles apr ès vieillissement hydrothermique

La détermination des contraintes résiduelles avec la méthode du trou a été réalisée avec les mêmes paramètres que ceux utilisés dans le chapitre précédent pour le stratifié $[0_2/90_2]_s$. Les contraintes résiduelles dans les cinq groupes (5 jours, 10 jours, 15 jours, 20 jours et 25 jours) ont été déterminées.

Les résultats des contraintes résiduelles pour les trois derniers groupes (15 jours, 20 jours, 25 jours) sont très proches des résultats de 10 jours, nous présentons donc uniquement les résultats de vieillissement 10 jours dans les figures 3-26 et 3-27. Les résultats sur les stratifiés sans vieillissement sont notés '0 jours' comme référence.

Selon ces r ésultats, on constate que le vieillissement hydrothermique à court terme peut diminuer les niveaux de contraintes r ésiduelles sans changer leur distribution. La diminution la plus importante jusqu'à 25% se produit pendant les 5 premiers jours. Du cinqui àme jour au dixi àme jour, ce vieillissement hydrothermique a une tr às faible influence (environ 2% en g én éral) sur le niveau des contraintes r ésiduelles. De ce fait, la relaxation des contraintes r ésiduelles en raison de la condition hydrothermique s'effectue dans un délai relativement court de quelques jours par rapport au temps de service du mat ériau.



Fig. 3-26. Contraintes r ésiduelles σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ pendant le processus du vieillissement



Fig. 3-27. Contraintes résiduelles σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ en termes de vieillissement

3.6 Conclusion

Dans ce chapitre, les paramètres influençant les contraintes résiduelles dans les stratifiéont été étudiés.

Dans le cadre d'une étude théorique, les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ont été d'éterminées par le calcul en adaptant un mod de thermo élastique du matériau à la théorie classique des stratifiés. Les résultats théoriques correspondent bien aux résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre précédent. Ce calcul théorique a montré que la dilatation thermique de la matrice domine les dilatations thermiques des plis, ainsi que la formation des contraintes résiduelles. L'influence de dilatation thermique des fibres peut être négligée. En outre, la différence de température lors du refroidissement est un paramètre important sur les contraintes résiduelles.

De façon exp érimentale, plusieurs param àres ont ét émis en étude :

Le niveau des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és relativement épais [0₄/θ₄]_S sont à peu pr ès identiques que ceux de stratifi és minces [0₂/θ₂]_S. Cependant, les r ésultats des stratifi és [0₄/θ₄]_S ont indiqué que l'épaisseur du stratifi é influence la distribution globale des contraintes r ésiduelle, notamment

sur la partie proche de la surface, dans laquelle les contraintes résiduelles diminuent légèrement par rapport au centre des stratifiés.

- Le cycle de cuisson modifi é (un palier de post-cuisson + une lente vitesse de refroidissement) peut r éduire les contraints r ésiduelles d'environ 20% dans les stratifi és [0₂/θ₂]_s.
- Le vieillissement hydrothermique à court terme (< 10 jours) peut atteindre l'objectif de relaxation des contraintes résiduelles de l'ordre de 25% sans perte de propri ét és m écaniques de stratifi és.

Toutes ces études expérimentales sur les stratifiés $[0_n/\theta_n]_S$ présentent une distribution similaire des contraintes résiduelles : celles dans les plis avec la même orientation (soit 0°, soit θ °) sont quasiment identiques, que ce soit dans les stratifiés relativement épais, ou dans les plis ayant subi la modification du cycle de cuisson, ou dans les stratifiés après le vieillissement hydrothermique. Leurs magnitudes dans tous ces stratifiés augmentent linéairement avec la croissance de l'angle θ , comme pour les résultats présent és dans le chapitre 2.

Chapitre 4. Influence des contraintes résiduelles sur le comportement m écanique des composites stratifiés

| 4.1 | Inti | roduction | 126 |
|------------|---------------|---|-------------|
| 4.2 | Ene | dommagement dans les composites stratifi és | 126 |
| 4 | .2.1 | Endommagement et composites stratifi és | 126 |
| 4 | .2.2 | Caract érisation des endommagements par émission acoustique | 128 |
| 4 | .2.3 | Interpr ctation des signaux acoustiques | 129 |
| 4.3 | Ess | sais de traction sur les stratifi és $[\theta]_8$ | 131 |
| 4 | .3.1 | Conditions exp érimentales des essais de traction | 131 |
| 4 | .3.2 | R ésultats exp érimentaux | 133 |
| 4 | .3.3 | Suivi de l'endommagement | 135 |
| 4.4 | Ess | sais de traction sur les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ | 139 |
| 4 | .4.1 | Montage de l'essai de traction | 139 |
| 4 | .4.2 | R ésultats Exp érimentaux | 141 |
| 4 | .4.3 | Suivi de l'endommagement | 143 |
| 4 | .4.4 | Amorçage d'endommagement | 148 |
| 4.5 des | Cri contra | it ère de rupture des plis transversaux dans les stratifiés en tenant com aintes résiduelles | ipte 153 |
| 4 | .5.1 | Détermination de la résistance locale d'un pli dans les stratifiés | 154 |
| 4.5.2 | | Crit ère de rupture des plis transversaux du composite stratifi é | 155 |
| 4.5.3 | | Rupture des plis en tenant compte des contraintes r ésiduelles | 157 |
| 4.6 | Co | nclusion | 161 |

4.1 Introduction

Les chapitres précédents sont consacr és à la détermination des contraintes résiduelles par la méthode du trou incrémental et à l'étude de l'influence du cycle de cuisson et l'effet hydrothermique sur la redistribution des contraintes dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$. Nous nous intéressons ensuite à l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des stratifiés, notamment sur l'endommagement et la rupture des composites. Dans ce chapitre, des essais de traction sur les stratifi és sont réalisés tout en utilisant la technique d'émission acoustique pour étudier l'importance des contraintes résiduelles sur l'endommagement et la rupture des composites.

4.2 Endommagement dans les composites stratifi és

4.2.1 Endommagement et composites stratifi és

L'endommagement est un phénomène d'apparition de micro-défauts locaux, l'accumulation de ces derniers entra înant la rupture macroscopique du matériau. Du fait de l'hétérogénéité et de l'anisotropie des matériaux composites, il n'existe pas de mécanisme unique mais plusieurs types de d'égradations différentes par leur nature et par leur mode de d'éveloppement. Ces différentes d'égradations apparaissent sur plusieurs échelles.

À l'échelle microscopique ou à l'échelle fibre/matrice, on observe des endommagements de type microfissuration matricielle, décohésion de l'interface fibre/matrice et rupture des fibres. Dans le cas du composite carbone/époxy, la microfissuration matricielle intervient en premier lieu du fait d'une faible déformation à la rupture de la matrice fragile. Ces microfissures s'initient aux zones de concentration de contraintes et aux d'étauts de fabrication. Leur propagation d'épend du type de sollicitation ext érieure appliqu ée, mais aussi de l'orientation et de la proportion des renforts. La d'écoh ésion fibre/matrice se pr ésente à l'interface fibre/matrice (souvent la partie la plus faible au sein du mat ériau composite) et se propage le long des fibres. La rupture des fibres intervient quand la contrainte support ée par la fibre atteint sa r ésistance ou des d'étauts de fabrication sur la surface des fibres. La rupture des fibres signifie la rupture finale du composite stratifi é La figure 4-1, obtenue par MEB (microscope dectronique à balayage), illustre ces trois types d'endommagement.



Fig. 4-1. Endommagements présent és à l'échelle microscopique

À l'échelle macroscopique ou à l'échelle du pli, les fissures inter-laminaires transverses (perpendiculaires à la direction de sollicitation) et le phénomène de d'aminage correspondent aux d'égradations les plus fréquentes. La propagation des microfissures et des d'écohésions fibre/matrice conduit à une fissure transversale visible ; le d'étaminage intervient essentiellement à cause du d'écollement entre les plis orient és. La figure 4-2, obtenue par microscope optique, nous permet d'observer ces endommagements.



Fig. 4-2. Endommagements pr sent s à l'échelle macroscopique

4.2.2 Caract érisation des endommagements par émission acoustique

Emission Acoustique

L'émission acoustique (EA) est un phénomène de libération d'énergie sous forme d'onde élastique transitoire au sein d'un matériau soumis à des sollicitations d'origine mécanique, thermique ou chimique. La libération d'énergie résulte de modifications microstructurales comme les réarrangements par micro déplacements internes au matériau qui induisent l'amorçage et la propagation des endommagements. Des capteurs piézo électriques transforment les ondes élastiques du matériau en signaux électriques, ce qui permet de suivre en temps réel la croissance et la multiplication des défauts dans un matériau soumis à une sollicitation donnée. Ces signaux électriques sont ensuite amplifiés afin de pouvoir être analysés par le moyen informatique.

La figure 4-3 présente le système d'émission acoustique disponible dans notre laboratoire.



Fig. 4-3. Schéma du système d'émission acoustique (AEwinSoftware 2003)

Signaux acoustiques

Lors de la mesure des signaux, deux types d'émission acoustique existent : l'émission continue et l'émission discrète. La première consiste en l'augmentation ponctuelle d'un bruit de fond lié à la superposition de nombreux signaux, tandis que le second se caractérise par des évènements de courte durée ayant une forme oscillatoire et une forte énergie (Thomas 2011). Les caractérisations de différents mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites, quelle que soit leur origine (microfissuration matricielle, d écoh ésion fibre/matrice et rupture de fibres), se manifestent davantage par une émission de type discret en utilisant les param ètres des signaux acoustiques. Les param ètres principaux d'un signal d'émission acoustique à caractériser les types d'endommagement au sein du composite sont pr ésent és en figure 4-4 :

- Amplitude
- Fr équence
- Nombre de salves
- Energie
- Dur é du signal
- Temps de mont ée



Fig. 4-4. Param ères principaux d'un signal d'émission acoustique

4.2.3 Interpr étation des signaux acoustiques

Un certain nombre d'études a été menée sur l'interprétation des signaux acoustiques pour l'identification des types d'endommagement dans les composites stratifiés. Trois catégories principales sont citées :

1) Amplitude

Barr é et Benzeggagh (Barr é and Benzeggagh 1994) ont indiqu é que l'amplitude varie selon le mode d'endommagement en r éalisant des tests sur des composites de polypropylène renforc é de fibres de verre. Nous avons fait un r écapitulatif des travaux pr éc édents dans le tableau 4-1.

| Mode d'endommagement | Microfissuration matricielle | D écoh ésion fibre/matrice | Rupture de la fibre |
|--------------------------------|---------------------------------|-------------------------------|---------------------|
| (Barr éand Benzeggagh 1994) | 40 – 55 dB | 60 - 85 dB | 85 - 95 dB |
| (GONG 1994) | 33 – 58 dB | 59 – 86 dB | > 87 dB |
| (Kotsikos et al. 1999) | 40 – 55 dB | 55 - 70 dB | > 80 dB |
| (Kim and Lee 1997) | 40 – 70 dB | | 70 - 90 dB |
| (Liu et al. 2012) | 50 - 60 dB | 60 – 70 dB | 80 - 100 dB |

Tab. 4-1. Synthèse des zones d'amplitude associées aux différents modes d'endommagement

2) Fréquence

Les analyses de fréquence ont été explorées par la littérature. Il s'agit de classer les fréquences pour lesquelles une corrélation entre endommagement et classes de fréquence a été clairement identifiée. Une synthèse de cette classification par fréquences des signaux est citée dans le tableau 4-2.

Tab. 4-2. Synth èse des intervalles de fr équences associ és aux diff érents modes d'endommagement

| Mode d'endommagement | Microfissuration matricielle | D écoh ésion fibre/matrice | Rupture de la fibre |
|-------------------------------|---------------------------------|-------------------------------|---------------------|
| (Arumugam et al. 2011) | 90 – 120 kHz | 130 – 295 kHz | 300 – 450 kHz |
| (Eaton et al. 2007) | <150 kHz | 150 – 400 kHz | >400 kHz |
| (Suzuki et al. 1989) | 30 – 150 kHz | 180 – 290 kHz | 300 – 400 kHz |
| (Asokan et al. 2011) | 90 – 110 kHz | 130 – 200 kHz | 250 – 280 kHz |
| (de Groot et al. 1995) | 90 – 180 kHz | 180 – 310 kHz | > 300 kHz |
| (Ramirez-Jimenez et al. 2004) | 80 – 120 kHz | 200 – 300 kHz | > 420 kHz |
| (Gutkin et al. 2011) | 0 – 50 kHz | 200 – 300 kHz | 400 – 500 kHz |

Dans le cas de la traction, l'approche des interprétations des signaux acoustiques a ét é explor ée par Gong (GONG 1994), l'attribution d'amplitude pour un composite stratifi épouvant être mise sous la forme suivante :

- Microfissuration de la r ésine : 33-45 dB
- ➢ Coalescence des microfissures : 46-58 dB
- ▶ Rupture des interfaces fibre/matrice : 59-68 dB
- ➢ Rupture des fibres : >86 dB

Cette interprétation permet de suivre en temps r él le développement de chaque type d'endommagement au cours de la sollicitation.

4.3 Essais de traction sur les stratifi és $[\theta]_8$

Dans un premier temps, nous étudions l'endommagement des composites stratifiés unidirectionnels $[\theta]_8$, qui sont soumis à une sollicitation de traction. La méthode de test s'est basée sur la méthode normalisée ASTM D 3039/D 3039M – 08 (ASTM_International 2008). L'objectif de cette étape est de déterminer la résistance transversale des plis $[\theta]_8$, les résultats obtenus étant ensuite utilis és dans la partie de l'influence des contraintes résiduelles sur la rupture transversale. De plus, nous pouvons découvrir l'influence du cycle de cuisson sur les propriétés mécaniques des stratifi és $[\theta]_8$. Enfin, l'endommagement au sein des matériaux est suivi en temps réel en appliquant le mod de des interpréations des signaux acoustiques pour les stratifi és avec différents cycles de cuisson.

4.3.1 Conditions exp érimentales des essais de traction

Éprouvettes

Les éprouvettes de traction proviennent de stratifiés unidirectionnels $[\theta]_8$ avec différentes orientations ($\theta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 90^\circ$). Les éprouvettes de traction sont découpées d'une plaque fabriquée de plis pré-imprégnés en utilisant le cycle de cuisson nominal et le cycle avec post-cuisson (chapitre 3). Chaque pli ayant une épaisseur de 0,2 mm, l'épaisseur totale d'une éprouvette est donc de 1,6 mm. Les dimensions des éprouvettes sont 160 mm × 20 mm × 1,6 mm. Deux talons en polystyrène (PS) sont collés aux bouts des éprouvettes. Le choix de polystyrène s'est bas é sur deux consid érations : le talon protège le bout de l'éprouvette afin d'éviter l'endommagement dû au serrage des mors ; le polystyr ène permet d'absorber les bruits acoustiques dus à la vibration de la machine de traction. La figure 4-5 montre les dimensions et la forme de l'éprouvette de stratifié unidirectionnel $[\theta]_8$.



Fig. 4-5. Dimensions et forme de l'éprouvette de stratifié $[\theta]_8$

Dispositif d'essai

Les essais de traction ont été réalisés sur la machine de traction INSTRON 4214 d'une capacité maximale de 5 kN. La vitesse de la traverse est imposée à0,5 mm/min; un extensomètre INSTRON 2620 – 601 installé sur la surface de l'éprouvette permet de mesurer la déformation longitudinale au cours de la traction.

Le syst àme PCI-2 d évelopp é par EURO PHYSICAL ACOUSTICS a ét é utilis é pour accueillir et traiter les signaux d'énissions acoustiques. La détection est effectu ée à l'aide d'un capteur pi ézo dectrique (Pic de fr équence : 148.44 kHz) qui transforme les ondes étastiques du matériau en signaux étectriques. L'amplification du système atteint 80 dB en combinant deux pr éamplificateurs de 40 dB (un int égr é avec le capteur général R15 et l'autre indépendant, un préamplificateur IL-40S). Un couplant ZG-F est utilis é entre le matériau et le capteur afin d'assurer une bonne transmission des signaux et de diminuer le bruit de fond. La figure 4-6 montre l'ensemble du dispositif exp érimental.


Fig. 4-6. Dispositif exp érimental lors des essais de traction pour les stratifi és $[\theta]_8$

4.3.2 R ésultats exp érimentaux

Les courbes de contrainte/d compation pour les stratifi és $[\theta]_8$ ($\theta = 30^\circ$, 45°, 60° et 90°) sont présent és en figure 4-7. Pour les stratifi és $[90]_8$ et $[60]_8$, les relations presque lin éaires se d'égagent tandis que les pentes des courbes contrainte/d compation pour les stratifi és $[30]_8$ et $[45]_8$, deviennent non-linéaires. Il est à noter que plus l'angle d'orientation est important, plus la courbe de σ - ε est non lin éaire. En principe, les r ésistances à la traction et les d'éformations à la rupture diminuent avec la croissance de l'angle θ .



Fig. 4-7. Courbes de contrainte/d éformation en traction uni axiale pour les stratifi és $[\theta]_8 \ (\theta = 30, 45, 60, 90)$ ayant subi un cycle de cuisson normal

Pour les stratifiés fabriqués par différents cycles de cuisson, les résultats de comparaison sont montrés en figure 4-8. On remarque que les résultats sur deux propriétés mécaniques (résistance à la traction et déformation à la rupture suivant la direction X) sont très proches. Cela signifie que l'étape de post-cuisson ne perturbe pas les propriétés mécaniques des stratifiés $[\theta]_8$. En considérant les faibles contraintes résiduelles au sein des composites unidirectionels, l'influence de celles-ci n'est pas bien claire. Cela permet de conclure que la modification du cycle de cuisson ne fait pas varier les propriétés mécaniques des stratifiés $[\theta]_8$.



Fig. 4-8. (a) R ésistance à la traction, (b) déformation à la rupture en fonction de θ pour les stratifi és $[\theta]_8$ ($\theta = 30, 45, 60, 90$)

4.3.3 Suivi de l'endommagement

Dans cette partie, la croissance des différents endommagements due à la traction est suivie par émission acoustique.

Evaluation de l'endommagement et signaux d'E.A

Le mod de sch énatique de Gong (Gong 1994) est utilis é pour identifier les modes de d'endommagement au cours de la traction. Chaque fois que l'amplitude du signal d épasse le seuil d éfini, une impulsion électrique est enregistr ée comme une salve. Le comptage cumul é du nombre de salves sert alors à estimer l'endommagement induit par les sollicitations appliqu ées.



Fig. 4-9. Distribution des signaux en amplitude pour le stratifi $é[45]_8$

La figure 4-9 illustre la distribution du nombre cumul é de salves en amplitude pour le stratifi é [45]₈ avec cycle de cuisson normal quand celui-ci subit une sollicitation de traction. En parallèle, on introduit un facteur d'endommagement $D = N_{act}/N_{total}$ ($0 \le D \le 1$), qui est d'éfini comme le rapport du nombre cumul é N_{act} et le nombre total N_{total} afin de quantifier le niveau d'endommagement en temps réel. Pour chaque type d'endommagement, nous proposons les facteurs correspondants en appliquant la même approche: D_(33 - 45 dB), D_(46 - 58 dB), D_(59 - 68 dB), D_(69 - 86 dB) et D_(> 86 dB). La figure 4-10 montre la courbe de contrainte et les facteurs de chaque type d'endommagement en fonction du temps pour les stratifi és [45]₈ avec cycle de cuisson normal. Les résultats permettent de suivre

quantitativement l'évolution de chaque type d'endommagement au sein du matériau en traction. La courbe avec la ligne continue représente la contrainte en traction ; le facteur d'endommagement est illustré par les courbes pointillées montrant l'évolution de chaque type d'endommagement. Les résultats proviennent de quatre essais de [45]₈ en traction. La croissance de l'endommagement suit l'augmentation de contrainte appliqué. En interprétant les signaux par amplitude, il est évident que la grande majorit é des signaux proviennent des microfissurations matricielles (33 - 45 dB, 80% en moyenne) et des coalescences des microfissures (46 - 58 dB, 18% en moyenne). La rupture d'interface fibre/matrice représente environ 2% du nombre total de salves tandis que la rupture des fibres (> 86 dB) en représente environ 1%, ce qui est tout à fait normal car la traction sur un stratifié de [45]₈ provique très peu de rupture des fibres.



Fig. 4-10. Contrainte de traction et facteur d'endommagement (D) en fonction du temps pour les stratifi és [45]₈ avec cycle de cuisson normal sous traction

Observations microscopiques

La figure 4-11 expose le faci às de rupture pour le stratifi é [45]₈ avec cycle de cuisson normal. On constate que la surface des fibres est tr às lisse (Fig. 4-11(a)), même la

veine des fibres étant observ ét parmi le reste de la matrice (Fig. 4-11(c)) ; il est alors problable que la rupture de l'interface fibre/matrice se soit faite très rapidement au dernier stade de traction. La plupart des endommagements est li ét à la rupture de la matrice (Fig. 4-11(b, d)). Il s'agit d'un procesus d'accumulation et de coalescence des microfissures de la matrice. La présence des microfissures et leur coalescence conduisent à la rupture de l'interface fibre/matrice. Il est très rare d'observer une rupture de fibre dans le faci ès de rupture.



Fig. 4-11. Faci ès de rupture pour le stratifi é[45]₈ avec cycle de cuisson normal

Mode de rupture

En quantifiant les signaux d'émission acoustique, on obtient leur distribution en amplitude au moment de rupture pour les stratifi és unidirectionnels $[\theta]_8$ sous traction (Fig. 4-12). Les différents types d'endommagement dépendent de l'angle θ . Avec la croissance de θ de 30 ° à90 °, le facteur des microfissures repr ésent é par D_(33 - 45dB) diminuent et celui des coalescences de microfissures D_(46 - 58dB) augmente. Les signaux caractéristiques de la rupture de l'interface fibre/matrice (D_(59 - 68dB))) apparaissent pour $\theta \neq 90^\circ$ et leur proportion augmente avec la diminution de θ

jusqu'à 30°. Du fait que la rupture de l'interface fibre/matrice affecte les propriétés mécaniques du stratifié, ces résultats peuvent servir à expliquer la diminution de pente des courbes contrainte/d éformation dans les stratifiés $[30]_8$ et $[45]_8$ en figure 4-7.



Fig. 4-12. Distribution des signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifiés $[\theta]_8$ ($\theta = 30, 45, 60, 90$)

Les signaux d'émission acoustique pour les stratifiés ayant subi un cycle normal et avec post-cuisson sont ensuite comparés afin de déterminer l'influence du cycle de cuisson sur l'endommagement lors de la traction (Fig.4-13). Comme ce que l'on a vu pour les résultats de résistance à la traction et de déformation à la rupture, on voit ici que les modes d'endommagement et leurs proportions pour les stratifiés $[\theta]_8$ avec différents cycles de cuisson sont quasiment identiques et que l'influence de la modification du cycle de cuisson sur les propriétés mécaniques est négligeable pour les stratifiés $[\theta]_8$.



Fig. 4-13. Comparaison des distributions de signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifi és $[\theta]_8$ avec cycle normal ou cycle avec post-cuisson

4.4 Essais de traction sur les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

Étant donné que l'influence de la modification des contraintes résiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ a ét é étudi ée dans le chapitre 3.4, nous allons r éaliser les essais de traction sur les stratifi és ayant subi le cycle de cuisson normal et avec la modification de post-cuisson. Après cela, nous nous concentrons sur l'influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement et le comportement mécanique des stratifiés.

4.4.1 Montage de l'essai de traction

Éprouvettes

Les éprouvettes de traction sont préparées par découpage des plaques de stratifié $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 90^\circ$). Comme pour les stratifiés $[\theta]_8$, deux cycles de cuisson (cycle normal et post-cuisson) ont été employ és pendant la fabrication des plaques. Le polystyrène (PS) est employ é pour fabriquer les talons collant aux extrémités des éprouvettes. En prenant en compte de la haute résistance à la traction de ces éprouvettes, les dimensions ont été fix és à 200 mm × 20 mm × 1,6 mm avec une longueur de talon de 55 mm. La figure 4-14 montre les dimensions et la forme de l'éprouvette du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$.



Fig. 4-14. Dimensions et forme de l'éprouvette des stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

Dispositif d'essai

Les essais de traction ont été réalisés sur la machine de traction INSTRON 4484 d'une capacité de 150 KN. La vitesse de la traverse a été fixée à 1 mm/min avec un extensomètre INSTRON 2620 – 601 dans le but de mesurer la déformation longitudinale au cours de l'essai de traction. Le même système d'acquisition des signaux acoustiques que pour les stratifiés $[\theta]_8$ a été utilisé, comme montré en figure 4-15.



Fig. 4-15. Dispositif exp érimental lors des essais de traction pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$

4.4.2 R ésultats Exp érimentaux

Les courbes de contrainte/d d'ormation des stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 30, 45, 60, 90$) sont toutes pratiquement lin éaires (Fig. 4-16). Les caract éristiques de ces stratifi és sont r ésum és et compar és avec ceux de post-cuisson dans les figures 4-17 (E_x), 4-18 (ε_{x-} _{rup}) et 4-19 (σ_{x-rup}).



Fig. 4-16. Courbes de contrainte/d d'formation pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 30, 45, 60, 90$) pendant l'essai de traction uni axiale



Fig. 4-17. Comparaison des modules d'Young pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ayant subi deux types de cuisson



Fig. 4-18. Comparaison des d'éformations à la rupture pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ entre deux types de cuisson



Fig. 4-19. Comparaison des r ésistances à la traction pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ entre deux types de cuisson

À partir de ces r sultats, quatre points peuvent être remarqués :

Le module d'Young diminue avec l'augmentation de l'angle θ (Fig. 4-17) pour les stratifi és [0₂/θ₂]_s, mais celui-ci reste faible (de 76,4 GPa pour [0₂/30₂]_s à 69,5 GPa pour [0₂/90₂]_s). Dans le cas de stratifi és identiques [0₂/θ₂]_s (θ fix é), la modification du cycle de cuisson n'a pas d'influence évidente sur le module d'Young des stratifi és [0₂/θ₂]_s.

- 2) Pour la déformation à la rupture (Fig. 4-18), les résultats pour tous les stratifiés sont pratiquement égaux, même pour différents cycles de cuisson. Elle ne varie pas avec l'angle θ du fait que les plis 0° maintiennent la sollicitation au moment final de rupture des stratifiés alors que les plis θ° ont déjàcass é(voir le chapitre 4.4.4);
- 3) La résistance à la traction diminue avec la croissance de l'angle θ (Fig. 4-19) pour les stratifi és (de 1187 MPa pour $[0_2/30_2]_S$ à 1026 MPa pour $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle de cuisson normal ; de 1202 MPa pour $[0_2/30_2]_S$ à 1048 MPa pour $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson), ce qui est rassembl é comme la variation du module d'Young et de la d'éformation à la rupture. Du fait que la diff érence de la résistance à la rupture est relativement petite entre ces deux types de cuisson, l'influence de la modification de cycle de cuisson peut êre n'églig ée.
- 4) Ces résultats ne donnant pas d'informations suffisantes pour évaluer l'influence des contraintes r ésiduelles sur le comportement m écanique de ces stratifiés, la technique d'émission acoustique semble une bonne méthode pour étudier cette influence.

4.4.3 Suivi de l'endommagement

Evaluation de l'endommagement et signaux d'E.A

En cas de traction, l'endommagement a été suivi par la technique d'EA. Les figures 4-20 pr ésentent avec pour exemple un stratifi é $[0_2/90_2]_S$ la contrainte de traction et le facteur d'endommagement D en amplitude en fonction du temps pour 4 essais de stratifi és $[0_2/90_2]_S$, avec le cycle de cuisson post-cuisson. La première phase est quasiment d'épourvue de signaux acoustiques, leur apparition est observ ée assez tardivement (après environ 50 secondes). Dans la phase suivante, on observe l'apparition de signaux, notamment ceux appartenant à l'intervalle [33 - 45 dB]. À ce stade, la présence des microfissures dans la matrice montre que les contraintes r ésiduelles ont atteint la résistance du pli transversal ; dans le même temps, les signaux de l'intervalle [46 - 58 dB] traduisent la coalescence des microfissures. Selon les r ésultats des quatre essais, la proportion d'endommagement dans ce stratifié sous traction est stable. Le tableau 4-3 r ésume les valeurs précises du facteur D pour chaque intervalle d'amplitude. La plupart des signaux se trouvent dans l'intervalle [33 -45 dB] représentant les microfissures de la matrice avec un pourcentage très stable (88 % en moyenne). Ensuite, 7,5% d'endommagement sont dus aux coalescences des microfissures, valeur aussi stable pour les 4 essais. Le reste (4,5%) est affect é aux trois autres types d'endommagement mais leurs proportions sont variables. Pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$, on a en moyenne dans cette étude : rupture des interfaces fibre/matrice 1,6%, frottement fibre/matrice et d'éthaussement des fibres 1,7%, et rupture des fibres 1,2%.



Fig. 4-20. Contrainte de traction et facteur d'endommagement (D) en fonction du temps pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ avec le cycle post-cuisson sous traction

| Tab. 4-3. Facteur d'endommagement pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ avec le cycle de |
|--|
| cuisson post-cuisson |

| | Facteur d'endommagement D (%) | | | | |
|-----------|-------------------------------|-------------|------------|------------|---------|
| Amplitude | 33 – 45 dB | 46 - 58 dB | 59 – 68 dB | 69 – 86 dB | > 86 dB |
| Essai 1 | 87,88 | 6,71 | 1,88 | 2,17 | 1,37 |
| Essai 2 | 86,76 | 7,59 | 1,82 | 2,18 | 1,66 |
| Essai 3 | 89,06 | 7,73 | 1,32 | 1,05 | 0,84 |
| Essai 4 | 88,36 | 7,95 | 1,48 | 1,28 | 0,93 |
| Moyenne | 88,01 | 7,49 | 1,63 | 1,67 | 1,20 |

Observations microscopiques

Les faci às de rupture dans les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ sont observ és comme exemple pour le cycle post-cuisson à l'aide d'un microscope optique et d'un MEB (Fig. 4-21). Le faci às g én éral de la rupture de ce stratifi é est montr é par la figure 4-21(a). Les plis internes (plis 90 °) ont ét é cass és, section par section, comme pr ésent é en figure 4-21(a). Sur la surface de l'éprouvette, nous observons une fissure significative suivant la direction de fibres dans les plis 0 comme le montre la figure 4-21(b). L'interface 0 %90 ° est observ ée en figure 4-21(c), qui montre comment les microfissures de matrice et les coalescences de ces dernières ont conduit à une rupture de l'interface «d faminage », c'est- à dire une d écoh ésion entre deux plis d'orientations diff érentes. Le faci às de rupture pour les plis 0 ° est donn é en figures 4-21 (d, e, f et g), montrant tous les types d'endommagement : rupture de la fibre (Fig. 4-21(d)), d échaussement des fibres (Fig. 4-21(e)), rupture de fibre (Fig. 4-21(f)), et microfissures dans la matrice et leurs coalescences (Fig. 4-21(g)). Tout cela signifie que la rupture des stratifi és sous traction r ésulte de la combinaison de tous ces types d'endommagement.



Fig. 4-21. Observations micrographiques de la rupture pour le stratifi $\epsilon[0_2/90_2]_s$ avec le cycle post-cuisson

Mode de rupture

Afin de mieux comprendre l'endommagement au cours de la traction, les signaux d'émission acoustique sont analysés de façon quantitative comme dans le cas des stratifi és $[\theta]_8$. La figure 4-22 présente la distribution des signaux en amplitude pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_8$ avec le cycle de cuisson normal. Remarquons que les distributions des signaux d'amplitude pour tous ces stratifiés sont à peu près uniformes, et ne semblent pas dépendre de l'angle θ . Les microfissures de matrice représentent environ 78% des signaux et la deuxième plus grande partie (17%) correspond aux coalescences de microfissures. Les 5% restants traduisent les trois autres types d'endommagement.



Fig. 4-22. Distribution des signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 30, 45, 60, 90$)

Les r ésultats obtenus pour les deux cycles de cuisson sont aussi compar és en figure 4-23. L'intérêt est surtout porté sur les stratifiés fabriqués avec le cycle post-cuisson. À partir des r ésultats obtenus, il est à déduire que l'influence de l'angle θ sur la distribution des signaux en amplitude est très faible. Cependant, nous pouvons identifier l'influence de la modification de cycle de cuisson en comparant les résultats pour un même stratifi é avec deux cycles de cuisson différents. Une différence d'environ 10% sur les signaux dans l'intervalle 33 – 45 dB est constat ée entre cycle normal et post-cuisson. Cela signifie que la modification du cycle de cuisson (postcuisson accompagnée d'une lente vitesse de refroidissement) augmente le taux de microfissuration apparaissant au cours de l'essai de traction. La diminution des contraintes résiduelles grâce à la post-cuisson peut conduire à la diminution de microfissures dans la matrice sous sollicitation extérieure.



Fig. 4-23. Comparaison des distributions de signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ avec cycle normal et cycle post-cuisson

4.4.4 Amorçage d'endommagement

Dans le cas du stratifi é $[0_2/\theta_2]_s$, une augmentation brutale de nombreux signaux a été constat ée, en même temps, une augmentation brutale des énergies absolues d'élivrées est aussi observée pendant l'essai de traction. En général, ce phénomène est considéré comme l'amorçage d'endommagement dans ces stratifiés. Dans ce travail, nous allons étudier l'influence de l'angle θ sur l'amorçage d'endommagement dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ et d'éterminer le rôle des contrainte résiduelles en comparant les résultats entre les deux cycles de cuisson.

La figure 4-24 présente les résultats de contrainte de traction (Contrainte), du nombre de salves (Counts) et d'énergie absolue (Energie) en fonction du temps pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ avec le cycle post-cuisson sous traction. En couplant la courbe de contrainte et la courbe de nombre de salves, la contrainte d'amorçage d'endommagent σ_a^C peut être identifiée. À partir du moment où l'amorçage a eu lieu, nous observons l'évolution significative du nombre de salves et d'énergie libérée jusqu'au moment de la rupture finale. Nous avons ensuite répété ces essais sur les mêmes types d'éprouvette et montrons les résultats de Contrainte/Counts en figure 4-25 et les résultats de Contrainte/Energie en figure 4-26. Il est à noter que l'amorçage d'endommagement pour ces essais est identique et cohérent avec les résultats montr és sur ces figures.



Fig. 4-24. Contrainte de traction, nombre de salves et énergie absolue en fonction du temps pour les stratifiés $[0_2/90_2]_s$ avec le cycle post-cuisson sous traction



Fig. 4-25. R ép étition des r ésultats de Contrainte/Counts en fonction du temps pour les stratifi és [0₂/90₂]_s avec le cycle post-cuisson sous traction



Fig. 4-26. R ép étition des r ésultats de Contrainte/Energie en fonction du temps pour les stratifi és $[0_2/90_2]_s$ avec le cycle post-cuisson sous traction

R ésultats exp érimentaux

En r éalisant les m êmes analyses sur tous les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ($\theta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ, 90^\circ$) fabriqu és avec les deux types de cycle de cuisson (normal et post-cuisson), nous avons obtenus les résultats de contrainte d'amorçage d'endommagement pour ces stratifiés et regroupé ces valeurs en fonction de l'angle θ dans la figure 4-27. Les donn és pr écises sont r épertori és dans le tableau 4-4.



Fig. 4-27. Contrainte d'amorçage d'endommagement en fonction de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ avec deux cycles de cuisson diff érents

| | Contrainte d'amorçage d'endommagement (MPa) | | | |
|------------------|---|--------------------|-------------|--|
| Stratifi e | Cycle normal | Cycle post-cuisson | Diff érence | |
| $[0_2/30_2]_{S}$ | 720,3±41,0 | 762,0±41,4 | 41,7 | |
| $[0_2/45_2]_S$ | 656,6±42,5 | 695,5±48,6 | 38,9 | |
| $[0_2/60_2]_S$ | 439,8±30,5 | 493,5±36,3 | 53,7 | |
| $[0_2/90_2]_{S}$ | 277,8±15,6 | 320,9±20,8 | 43,1 | |

Tab. 4-4. Valeurs de contrainte d'amorçage pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ et diff érences entra \hat{n} és par les diff érents cycles de cuisson

Les contraintes d'amorçage diminuent avec la croissance de l'angle θ . Dans le cas du cycle normal de cuisson, l'amorçage d'endommagement pour le stratifié $[0_2/30_2]_s$ se produit à 720 MPa, atteignant environ 60% de la r ésistance à la traction alors que l'amorçage commence à 26% pour le stratifié $[0_2/90_2]_s$. Ces r ésultats indiquent que l'empilement des plis, et notamment l'angle d'orientation des plis, influe le d ébut d'endommagement dans les composites stratifiés. Une différence importante entre les deux types de cycle de cuisson a été également constat é. Pour le stratifi é crois é $[0_2/90_2]_s$, la modification du cycle de cuisson peut améliorer la contrainte d'amorçage d'endommagement de 15% par rapport aux résultats obtenus pour le cycle normal. Pour les autres stratifiés non croisés, les différences de contrainte sont d'environ 45MPa, mais les taux d'amélioration diminuent avec la décroissance de θ , tout en considérant que les contraintes d'amorçage d'endommagement augmentent. Dans le cas du stratifi é $[0_2/30_2]_s$, une faible am dioration est atteinte (environ 6% par rapport à cycle normal).

Observations microscopiques

Pendant les essais de traction, il est intéressant d'observer l'endommagement au cours de la sollicitation. Étant donn éque la r ésistance σ_x des plis θ° est plus faible que celle des plis $0^\circ (\sigma_1)$, le premier endommagement devrait avoir lieu au sein des plis θ . Acc éder aux endommagements dans les plis internes est tellement difficile que peu de moyens peuvent autoriser une observation en temps réel. Afin d'avoir une idée sur l'endommagement dans les plis internes, nous avons effectu é les observations de la surface latérale de l'éprouvette pendant l'essai de traction. Avant de commencer les essais, nous avons poli le profil des éprouvettes afin d'obtenir une surface latérale bien propre et lisse. Pour effectuer le polissage, on passe par diff érentes étapes en variant la grosseur du grain utilis é, P240, P400, P800 et enfin P1000. Apr ès polissage, la surface latérale est lisse permettant une observation tr ès fine, comme la montre la figure 4-28.

Avant l'amorçage d'endommagement, l'essai est arrêté et l'éprouvette est sortie du montage, l'observation avec MEB sur la surface latérale montre qu'il n'y a aucune microfissure sur la surface latérale, comme montré en figure 4-29.



Fig. 4-28. Surface latérale de l'éprouvette de traction pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$



Fig. 4-29. Surface latérale de l'éprouvette avant l'amorçage d'endommagement

Une fois que la contrainte appliquée dépasse la contrainte d'amorçage d'endommagement (détecté par les signaux d'émission acoustique en temps réel), on effectue l'observation des surfaces latérales de l'éprouvette : une fissure traversable a eu lieu sur les plis 90 (Fig. 4-30). Nous pouvons alors conclure que l'amorçage d'endommagement détecté par l'augmentation brutale des signaux d'émission acoustique correspond àla rupture du premier pli au niveau macroscopique.



Fig. 4-30. Surface latérale de l'éprouvette après l'amorçage d'endommagement

4.5 Crit ère de rupture des plis transversaux dans les stratifi és en tenant compte des contraintes r ésiduelles

Dans la partie précédente, nous avons déterminé les contraintes d'amorçage d'endommagement à partir des signaux acoustiques et des observations microscopiques. Nous avons trouv é que ces contraintes correspondent aux r ésistances à la traction des premiers plis. Vu que les contraintes r ésiduelles pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ont é éd étermin és par la m éthode du trou incr émental dans notre étude, nous pouvons étudier le r ôle des contraintes r ésiduelles au sujet de la rupture du premier pli dans ces stratifiés. Dans un premier temps, à l'aide d'une étude théorique, les r ésistances transversales locales des plis sont d étermin és; ensuite, nous ferons un bilan sur les crit ères de rupture des plis transversaux pour les composites stratifiés ; enfin, l'importance des contraintes r ésiduelles sur la rupture transversale du stratifi é sera mise en évidence en adaptant les r ésultats exp érimentaux à ces crit ères de rupture.

4.5.1 Détermination de la résistance locale d'un pli dans les stratifiés

Les éudes expérimentales ont montré que la résistance transversale locale d'un pli dans un stratifiéd épend de son épaisseur et de son empilement (Parvizi et al. 1978). Il est clair que la connaissance de la résistance locale des plis est nécessaire pour établir les critères de rupture (Dvorak and Laws 1987). La résistance locale d'un pli dépend de l'épaisseur de celui-ci, de sa position dans le stratifié: c'est-àdire qu'il soit interne ou extérieur. Dans notre étude, nous nous intéressons à la résistance locale des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$. Les mod des propos és dans la littérature (Dvorak and Laws 1987; Chang and Chen 1987; McCartney 1998; Camanho et al. 2006) peuvent prédire de façon satisfaisante les résistances transversales locales des plis. D'abord nous rappelons bri èvement les mod des associ és.

Les résistances locales comprennent deux parties principales : la résistance à la traction Y_{is}^T et la résistance au cisaillement S_{is}^L . Elles résultent du taux de restitution d'énergie critique respective pour la propagation de fissure. En supposant l'existence d'une fissure dans les plis internes du stratifié, comme présenté en figure 4-31, la propagation de cette fissure se fait soit selon la direction 1 (longitudinale L), soit selon la direction 3 (transversale T) en fonction des contraintes appliquées. L'énergie d'interaction, définie comme l'énergie libérée provoquée par l'introduction d'une fissure dans un pli soumis à la traction et au cisaillement dans le plan transversal, sert à d éterminer les composantes individuelles du taux de restitution d'énergie basé sur l'analyse d'une fissure dans un pli unidirectionnel avec la mécanique élastique lin éaire de la rupture.



Fig. 4-31. Geom étrie de fissure dans les plis internes (Camanho et al. 2006)

En utilisant le taux de restitution d'énergie, nous pouvons obtenir (Dávila and Camanho 2003):

1) la résistance transversale locale à la traction

$$Y_{is} = 1,12\sqrt{2}Y$$
 (4.1)

2) la r ésistance transversale locale au cisaillement

$$S_{is} = \sqrt{2}S \tag{4.2}$$

 $O \hat{u} Y$ représente la résistance transversale à la traction et *S* la résistance transversale au cisaillement.

4.5.2 Critère de rupture des plis transversaux du composite stratifi é

Dans le cas des composites stratifiés, un critère de rupture est souvent établi par la connaissance d'une fonction scalaire φ dépendant du tenseur des contraintes $\overline{\sigma} = \sigma_{ij}$. Il n'y a pas de rupture tant que les contraintes régnant dans ce dernier ne dépassent pas les contraintes ultimes, c'est-à-dire tant que l'inégalité suivante est satisfaite :

$$\varphi(\bar{\sigma}) \le 1 \tag{4.3}$$

En considérant la rupture du premier pli dans les stratifiés, notamment celle des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$, nous allons présenter les critères de rupture typiques selon le choix de la fonction φ .

Crit ère de Tsai-Hill (Crit ère coupl é)

Ce crit àre est bas é sur le travail de Von Mises pour les matériaux isotropes d'un point de vue énerg étique. Hill (Hill 1950) d éveloppait ensuite une extraction du crit àre de rupture pour les matériaux anisotropes et Tsai (Azzi and Tsai 1965) la rendait applicable à un pli unidirectionnel. De ce fait, ce crit àre est nomm é «crit àre de Tsai-Hill ». Dans le cas de contraintes 2D dans un plan, ce critère s'écrit dans le repère du pli :

$$\left(\frac{\sigma_1}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_1 \sigma_2}{(X)^2} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S}\right)^2 = 1$$
(4.4)

Avec

- $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_{12}$: État de contrainte provoqu épar la sollicitation
- X : R ésistance à la traction dans la direction de la fibre
- Y: R ésistance à la traction dans la direction transversale
- **S** : R ésistance au cisaillement

Crit ère de Tsai-Wu (Crit ère tensoriel)

Étudiant le comportement non symétrique des matériaux en traction et en compression, Tsai et Wu (Tsai and Wu 1971) ont systématiséle critère énergétique de Hill en exprimant un critère général de résistance au moyen de deux tenseurs de fragilité La forme scalaire est la suivante :

$$F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \tag{4.5}$$

Dans le cas de contraintes 2D dans le plan, l'équation 4.5 devient :

$$F_{11}\sigma_1^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\sigma_{12}^2 + F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 = 1$$
(4.6)
Avec

 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_{12}$: État de contrainte provoqué par la sollicitation

 F_i, F_{ij} : Termes d'interaction :

$$\begin{split} F_{11} &= \frac{1}{X^+ X^-} \ ; \ F_{22} &= \frac{1}{Y^+ Y^-} \ ; \ F_{12} &= -\frac{1}{2} \frac{1}{\sqrt{X^+ X^- - Y^+ Y^-}} \ ; \\ F_{66} &= \frac{1}{S^2} \ ; \ F_1 &= \frac{1}{X^+} - \frac{1}{X^-} \ ; \ F_2 &= \frac{1}{Y^+} - \frac{1}{Y^-} \end{split}$$

Où X^+ et X^- sont respectivement les résistances à la traction et à la compression dans la direction de fibre ; Y^+ et Y^- sont respectivement les résistances à la traction et à la compression dans la direction transversale ; S est la résistance au cisaillement.

Crit ère de Hashin (Crit ère ph énom énologique)

Afin de cerner plus précis énent les phénomènes de rupture, Hashin (Hashin 1980) a préconis é de faire intervenir les mécanismes de rupture des matériaux dans le critère de rupture. Ce critère s'applique aux composites unidirectionnels et est basé sur quatre modes principaux de rupture : rupture de la fibre en traction et en compression ; rupture de la matrice en traction et en compression. Dans notre travail, on se concentrera sur la rupture de la matrice en traction selon la forme suivante :

$$\left(\frac{\sigma_2}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S}\right)^2 = 1$$
 (4.7)

4.5.3 Rupture des plis en tenant compte des contraintes résiduelles

Dans cette partie, nous comparerons les résultats des trois critères de rupture pour les plis θ des composites stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ en utilisant la sollicitation appliquée et mettrons ensuite en évidence l'importance des contraintes résiduelles sur la rupture des stratifiés, en couplant les contraintes résiduelles avec ces critères.

En considérant la rupture des plis θ , deux types de contraintes peuvent être appliqués : l'état de contraintes sans ou avec les contraintes résiduelles. En parallèle, les résistances des matériaux sous différentes sollicitations comprennent deux aspects : les résistances globales et locales. Quatre applications différentes ont donc été choisies pour l'application des critères de rupture des plis θ :

- l'état des contraintes sans contrainte résiduelle en utilisant les résistances globales;
- l'état des contraintes avec contraintes r ésiduelles en utilisant les r ésistances globales ;
- l'état des contraintes sans contrainte résiduelle en utilisant les résistances locales;
- l'état des contraintes avec contraintes résiduelles en utilisant les résistances locales.

L'état des contraintes provoqu ées par la sollicitation ext érieure dans les plis θ est d'étermin é par la théorie classique des stratifi és. Les contraintes résiduelles ont été d'étermin ées dans les chapitres précédents. En transférant le repère, nous obtenons les contraintes résiduelles dans le repère du pli unidirectionnel. Les contraintes résiduelles et les contraintes appliquées sont couplées en utilisant le principe de superposition : $\overline{\sigma}_{final} = \overline{\sigma}_{appliquée} + \overline{\sigma}_{contrainte résiduelle}$. Il faut noter que toutes les contraintes sont exprim ées dans le repère du pli. En outre, les propri étés mécaniques des plis unidirectionnels sont référenc ées dans le tableau 4-5, selon les bases de donn ées du fournisseur.

| E ₁ (GPa) | 135 | R ésistance longitudinal à la traction X^+ (MPa) | 1905 |
|----------------------|-----|--|------|
| E_2, E_3 (GPa) | 9,5 | R ésistance longitudinal à la compression X ⁻ (MPa) | 1410 |

Tab. 4-5. Propri ét és m écaniques des plis unidirectionnels

| G_{12}, G_{13} (GPa) | 5,27 | R ésistance transversale à la traction Y ⁺ (MPa) | 47 |
|------------------------------|--|--|-----|
| <i>G</i> ₂₃ (GPa) | G_{23} (GPa) 3,39 R ésistance transversale compression Y^- (MF | | 130 |
| | | R ésistance au cisaillement S (MPa) | 53 |

Résultats d'application des critères de rupture dans les plis θ *dans les stratifiés* $[0_2/\theta_2]_S$

Pour les trois critères de rupture, les valeurs seuils de l'expression de critère $\varphi(\overline{\sigma})$ sont égales à 1 par d'étaut et interprétées de la manière suivante :

- 1) Si $\varphi(\overline{\overline{\sigma}}) < 1$, les plis restent dans un état de s écurit é;
- 2) Si $\phi(\bar{\sigma}) = 1$, les plis atteignent la rupture;
- 3) Si $\varphi(\overline{\sigma}) > 1$, impossible, les plis ont $\mathfrak{d} \mathfrak{e} d\mathfrak{g} \mathfrak{d} \mathfrak{cass} \mathfrak{k}$.

Afin de déterminer la fiabilité et l'efficacité des critères pour prévoir la rupture des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$, nous donnons les valeurs de $\varphi(\overline{\sigma})$ pour les trois différents critères : le critère de Tsai-Hill, de Tsai-Wu et de Hashin, et ce pour les quatre différentes applications. Les résultats pour les stratifiés fabriqués par le cycle de cuisson normal sont illustrés en figure 4-32; ceux pour les stratifiés fabriqués par le cycle avec post-cuisson en figure 4-33.

Au regard des résultats pour le cycle de cuisson normal (Fig. 4-32), les points suivants doivent être pris en considération :

L'application des critères de rupture en absence de contrainte résiduelle ne permet pas de prévoir la rupture des plis θ dans les stratifiés [0₂/θ₂]_S, comme par exemple dans le cas du critère de Tsai-Hill en figure 4-32(a). On se concentre sur les courbes sans prise en considération des contraintes résiduelles. Une décroissance de la valeur φ(ō) est observée avec l'augmentation de l'angle θ, que ce soit pour l'application avec les résistances globales ou locales. Il semble que pour certains stratifiés, l'application du critère est appropriée, par exemple pour le stratifié [0₂/60₂]_S avec la courbe noire et pour le stratifié [0₂/θ₂]_S, les critères sans prise en considération des contraintes résiduelles ne sont ni fiables ni efficaces.

2) Les résultats du critère de Tsai-Hill en prenant en compte les contraintes résiduelles sont donn és par les courbes en figure 4-32(a). Nous notons que ces deux courbes sont g én éralement stables avec la variation de l'angle θ pour les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$. On voit également que le critère avec résistance globale prévoit l'apparition de la rupture des plis θ trop précocement. La présence de rupture transversale après fabrication ne se produit pas dans notre étude, comme vu dans certaines études qui considéraient que les contraintes résiduelles sont inférieures aux résistances locales. Il faut donc utiliser les résistances locales afin de prévoir la rupture des plis internes dans les stratifi és.



Fig. 4-32. Application des critères de rupture pour prévoir la rupture des plis θ dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ ayant subi un cycle de cuisson normal : (a) Crit ère de Tsai-Hill ; (b) Crit ère de Tsai-Wu ; (c) Crit ère de Hashin

3) Nous avons compar é les performances de ces trois diff érents crit ères (Fig. 4-32). On constate que ces trois crit ères sont à peu près identiques dans la prédiction de la rupture des plis θ dans les stratifiés [0₂/θ₂]_S. Les deux premiers points ont ét é retrouv és sur les r ésultats des crit ères de Tsai-Wu (Fig. 4-32(b)) et de Hashin (Fig. 4-32(c)). Il apparaît qu'il faut considérer les contraintes résiduelles et les résistances locales en même temps pour l'application des critères de rupture.

4) En appliquant ces critères dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ ayant subi le cycle de cuisson avec post-cuisson, les résultats sont montrés dans les figures 4-33. Les contraintes résiduelles et les contraintes d'amorçage correspondant au cycle modifié ont été utilisées. Nous pouvons conclure que les trois critères sont, en couplant les contraintes résiduelles et les résistances locales, beaucoup plus performants que les autres en termes de prédiction de rupture des plis θ dans les stratifiés, quel que soit le cycle de cuisson utilisé pendant la fabrication des stratifiés.



Fig. 4-33. Application des critères de rupture pour prévoir la rupture des plis θ dans les stratifi és [0₂/θ₂]_S ayant subi le cycle de cuisson avec post-cuisson : (a) Crit ère de Tsai-Hill ; (b) Crit ère de Tsai-Wu ; (c) Crit ère de Hashin

4.6 Conclusion

Dans ce chapitre, l'étude de l'influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement dans les stratifiés et sur les propriétés mécaniques des stratifiés a étémise en place grâce aux essais de traction sur les différents stratifiés. La technique d'émission acoustique a permis de suivre l'endommagement en temps réel au cours de la traction.

Les essais sur les stratifiés $[\theta]_8$ ont montr é que la modification du cycle de cuisson n'affecte pas sensiblement le comportement mécanique du stratifié unidirectionnel. Le suivi des signaux d'émission acoustique a montr é que la plupart des endommagements provient des microfissures dans la matrice ; les proportions des différents endommagements varient avec l'angle θ et la proportion de rupture de l'interface fibre/matrice devient de plus en plus grande avec la diminution de l'angle θ . Dans le cas des stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$, la r éduction des contraintes r ésiduelles par la modification du cycle de cuisson n'influence pas les propriétés mécaniques (module d'Young, contrainte et déformation à la rupture). L'analyse des signaux d'émission acoustique a montr é que les proportions des diff érents endommagements dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_s$ sont presque identiques. En revanche, le cycle de cuisson diminue la pr ésence des microfissures dans les stratifi és apr ès leurs fabrication en comparant leurs proportions pour les stratifi és ayant subi diff érents cycle de cuisson.

À l'aide des observations microscopiques, la rupture du premier pli a été associ ét à l'amorçage de rupture d'étect ét par émission acoustique en termes du nombre de salves et de l'énergie libérée. Les résultats expérimentaux indiquent que la résistance des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ diminue avec la croissance de l'angle θ et la réduction des contraintes résiduelles par la modification du cycle de cuisson peut lég ètement am étiorer la résistance des plis θ . Les valeurs de cette amélioration atteignent jusqu'à 50MPa pour ces stratifiés. En quantifiant l'effet des contraintes résiduelles sur la rupture du premier pli, la résistance locale du pli a été adapt ét dans les crit ètes de rupture (crit ètes de Tsai-Hill, Tsai-Wu et Hanshin). Les résultats analytiques ont montré que le rôle des contraintes résiduelles peut être consid été comme une superposition simple avec les efforts extérieurs appliqués et qu'il faut prendre en compte les contraintes résiduelles en prévoyant la rupture du premier pli dans les stratifiés.

Conclusion g én érale et perspectives

Cette étude a étéeffectu és sur les contraintes r ésiduelles dans les composites stratifi és en tenant compte de leurs influences sur les performances de ces mat ériaux. Ce travail a permis de cibler deux objectifs: la détermination expérimentale des contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $\pm \theta$, notamment les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ et l'étude de leur influence sur le comportement m écanique des stratifi és.

D éermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $\pm \theta$

Afin de compl éer la limite des théories σ/ϵ sur l'anisotropie des stratifiés ± θ , une nouvelle approche a été développée, permettant d'associer les contraintes résiduelles et les d'éormations induites par la relaxation de ces contraintes. En combinant les coefficients de calibration d'étermin és par simulation num érique dans la formule et grâce à la réalisation des essais exp érimentaux de m'éhode du trou incrémental, les contraintes résiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 0$, 30, 45, 60, 90) ont été obtenues. Nous avons constat é une distribution non-uniforme de ces contraintes dans ces stratifi és. Cependant, les contraintes dans les plis avec m'ême orientation (soit 0 °, soit θ °) sont presque identiques. Les contraintes résiduelles maximales dans le cas de 0 %90 ° peuvent atteindre -45 MPa (σ_X), 57 MPa (σ_Y) dans les plis 0 ° et 47 MPa, -56 MPa dans les plis 90 ° respectivement. La fiabilité et l'efficacité de l'approche propos ée ont été compar ées avec les résultats obtenus pour les stratifi és $[0_2/90_2]_S$ et ceux de la bibliographie. L'importance de l'angle θ sur la distribution des contraintes résiduelles a été également mise en évidence par une relation lin éaire, 2 MPa pour 0 ° et 50 MPa pour 90 °.

Les contraintes r ésiduelles dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_S$ ont été mod élis ées analytiquement en adaptant un mod de thermo élastique du mat ériau avec la théorie classique des stratifi és. Selon les r ésultats théoriques, nous avons utilis é deux param ètres pour évaluer le niveau de contraintes r ésiduelles : la dilatation thermique de la matrice et la différence de temp ératures lors du refroidissement. En outre, l'influence de la dilatation thermique des fibres peut être négligée à cause de la faible variation des valeurs. Les r ésultats exp érimentaux des stratifi és $[0_4/\theta_4]_S$ ont indiqu é que l'épaisseur du stratifié influe également sur la distribution globale des contraintes r ésiduelles, notamment sur la partie proche de la surface, dans laquelle les contraintes r ésiduelles diminuent l ég èrement par rapport au centre des stratifi és. Ensuite, La modification du cycle de cuisson en combinant un palier de post-cuisson et une vitesse lente de refroidissement r éduisent les contraints r ésiduelles d'environ 20% dans les stratifi és $[0_2/\theta_2]_{s.}$. Enfin, nous avons constat é que le vieillissement hydrothermique à court terme (< 10 jours) peut relaxer les contraintes r ésiduelles de l'ordre de 25% sans perte de propriétés mécaniques (module d'Young, résistance à la traction et d éformation à la rupture) des stratifi és.

<u>Influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés</u>

L'étude de l'influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement dans les stratifi és et sur les propri ét és m écaniques des stratifi és a ét ér éalis ée grâce aux essais de traction. La technique d'émission acoustique a été utilisée pour suivre l'endommagement en temps réel au cours de la sollicitation. Dans le cas des stratifiés unidirectionnels $[\theta]_8$, la modification du cycle de cuisson n'affecte pas sensiblement leur comportement m écanique. Dans le cas des stratifi és $[0_2/\theta_2]_8$, la réduction des contraintes résiduelles par modification du cycle de cuisson n'influence pas non plus les propriétés mécaniques (module d'Young, contrainte et déformation à la rupture) ; en revanche, le cycle de cuisson joue un rôle important sur la présence des microfissures dans les stratifiés après leur fabrication à l'aide de l'analyse des signaux d'émission acoustique.

En ce qui concerne la rupture du premier pli (les plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$), la détection de l'amorçage d'endommagement du premier pli a été rendue possible grâce à l'analyse des signaux d'émission acoustiques. La résistance des plis θ dans les stratifi é $[0_2/\theta_2]_S$ diminue avec la croissance de l'angle θ . De plus, la réduction des contraintes r ésiduelles par modification du cycle de cuisson peut l ég èrement am éliorer la résistance des plis θ . Pour une analyse quantitative, le r éle des contraintes r ésiduelles est consid ér é comme une superposition simple avec les efforts ext érieurs appliqu és, la prévision de la rupture se faisant par la résistance locale du pli et les critères de rupture. Il est à conclure qu'il faut prendre en compte les contraintes r ésiduelles en prévoyant la rupture du premier pli dans les stratifi és.

<u>Perspectives</u>

Correspondant à deux objectifs de ce travail, les perspectives d'érivant de ce travail se r ésument à deux aspects diff érents :

- 1) Le premier aspect se situe au niveau de la détermination des contraintes résiduelles. Dans le cadre de la méthode du trou incrémental, la mesure de déformation autour du trou est un problème essentiel. Pour les contraintes résiduelles importantes dans les stratifiés, l'application de jauges de déformation répond au besoin. En cas de faibles contraintes, il faut trouver un autre moyen plus efficace et plus fiable, par exemple, pour les stratifiés unidirectionnels. Dans les stratifiés épais, la mesure des déformations entra î nées par le perçage des incréments plus profonds était très difficile par les jauges. D'autres méthodes, par exemple la méthode optique, peuvent être mises en place pour la mesure de déformations, leur précision et leur pratique restant toujours à étudier et à réaliser. Pour la partie expérimentale, les paramètres de mesure restent à optimiser et étudier, par exemple, la perpendicularit é de perçage, la position excentrée des jauges, la vitesse de rotation et translation...etc.
- 2) Le deuxième aspect se trouve dans l'étude de l'influence des contraintes r ésiduelles sur comportement des stratifi és. Dans ce travail, les influences des contraintes r ésiduelles ont ét é étudi és seulement en cas de traction statique. Les autres types de sollicitation, m ême les sollicitations dynamiques (fatigue et choc), restent à r éaliser. Dans les perspectives, plusieurs param ètres des stratifi és doivent être pris en compte, comme la distribution des fibres, les types de matrice, l'ondulation des fibres, la résistance de l'interface fibre/matrice, les défauts impr évisibles au sein du matériau, etc. L'approche d'homogénéisation et de micro-macro permet de prendre en compte ces param ètres pour pouvoir étudier le comportement m écanique des composites stratifi és, avec la pr ésence des contraintes r ésiduelles.

R ấ érences

- Adolf D, Chambers R (1997). "Verification of the capability for quantitative stress prediction during epoxy cure". *Polymer* 38 (21):5481-5490.
- Adolf D, Martin JE (1996). "Calculation of Stresses in Crosslinking Polymers". *Journal* of Composite Materials 30 (1):13-34.
- AEwinSoftware (2003). "PCI-2 based system: user's manual". *Physical Acoustics Corporation*.
- Akbari S, Taheri-Behrooz F et al. (2014). "Characterization of residual stresses in a thin-walled filament wound carbon/epoxy ring using incremental hole drilling method". *Composites Science and Technology* 94 (0):8-15.
- Albert C, Fernlund G (2002). "Spring-in and warpage of angled composite laminates". *Composites Science and Technology* 62 (14):1895-1912.
- Andersson B, Sjögren A et al. (2000). "Micro- and meso-level residual stresses in glass-fiber/vinyl-ester composites". *Composites Science and Technology* 60 (10):2011-2028.
- Arul S, Vijayaraghavan L et al. (2006). "The effect of vibratory drilling on hole quality in polymeric composites". *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 46 (3–4):252-259.
- Arumugam V, Sajith S et al. (2011). "Acoustic emission characterization of failure modes in GFRP laminates under mode I delamination". J Nondestruct Eval 30 (3):213-219.
- Asokan R, Arumugam V et al. (2011). "Investigation of the strength of the failure modes in GFRP laminates using acoustic emission monitoring". *Int J Poly Technol* 3 (2):57-65.
- ASTM_International A (2008). "D3039/D3039M-08: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials". *ASTM International, West Conshohocken (PA)*.
- Azzi V, Tsai S (1965). "Anisotropic strength of composites". *Experimental mechanics* 5 (9):283-288.
- Bapanapalli SK, Smith LV (2005). "A linear finite element model to predict processing-induced distortion in FRP laminates". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (12):1666-1674.
- Barnes JA, Byerly GE (1994). "The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites". *Composites Science and Technology* 51 (4):479-494.
- Barré S, Benzeggagh ML (1994). "On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene". *Composites Science and Technology* 52 (3):369-376.

- Bateman MG, Miller OH et al. (2005). "Measurement of residual stress in thick section composite laminates using the deep-hole method". *International Journal of Mechanical Sciences* 47 (11):1718-1739.
- Bathgate R (1968). "Measurement of non uniform axial residual stresses by the hole drilling method". *Strain* 4 (2):20-29.
- Beaney EM (1976). "Accurate measurement of residual stress on any steel using the centre hole method". *Strain* 12 (3):99-106.
- Benedikt B, Kumosa M et al. (2001a). "An analysis of residual thermal stresses in a unidirectional graphite/PMR-15 composite based on X-ray diffraction measurements". *Composites Science and Technology* 61 (14):1977-1994.
- Benedikt B, Predecki P et al. (2001b). "The use of X-ray diffraction measurements to determine the effect of bending loads on internal stresses in aluminum inclusions embedded in a unidirectional graphite-fibre/PMR-15 composite". *Composites Science and Technology* 61 (14):1995-2006.
- Bert CW, Thompson GL (1968). "A Method for Measuring Planar Residual Stresses in Rectangularly Orthotropic Materials". *Journal of Composite Materials* 2 (2):244-253.
- Berthelot J-M (1999). "Composite materials: mechanical behavior and structural analysis". Mechanical Engineering Series. Springer New York.
- Blackketter DM, Upadhyaya D et al. (1993). "Micromechanics prediction of the transverse tensilc strength of carobn fiber/epoxy composites: The influence of the matrix and interface". *Polymer Composites* 14 (5):437-446.
- Bogetti TA, Gillespie JW (1991). "Two-Dimensional Cure Simulation of Thick Thermosetting Composites". *Journal of Composite Materials* 25 (3):239-273.
- Bogetti TA, Gillespie JW (1992). "Process-Induced Stress and Deformation in Thick-Section Thermoset Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 26 (5):626-660.
- Brauner C, Block TB et al. (2012). "Microlevel manufacturing process simulation of carbon fiber/epoxy composites to analyze the effect of chemical and thermal induced residual stresses". *Journal of Composite Materials* 46 (17):2123-2143.
- Bulsara VN, Talreja R et al. (1999). "Damage initiation under transverse loading of unidirectional composites with arbitrarily distributed fibers". *Composites Science and Technology* 59 (5):673-682.
- Çallioğlu H, Sayman O et al. (2005). "Elasto-plastic Thermal Stress Analysis in Symmetric Thermoplastic Laminates". *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 18 (1):59-76.
- Camanho PP, Dávila CG et al. (2006). "Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (2):165-176.
- Cantwell WJ, Davies P et al. (1990). "The effect of cooling rate on deformation and fracture in IM6/PEEK composites". *Composite Structures* 14 (2):151-171.
- Case SL, O'Brien EP et al. (2005). "Cure profiles, crosslink density, residual stresses, and adhesion in a model epoxy". *Polymer* 46 (24):10831-10840.
- Chang F-K, Chen M-H (1987). "The in situ ply shear strength distributions in graphite/epoxy laminated composites". *Journal of Composite Materials* 21 (8):708-733.
- Chang MH, Chen CL et al. (1996). "Optimal design of the cure cycle for consolidation of thick composite laminates". *Polymer Composites* 17 (5):743-750.
- Chapman TJ, Gillespie JW et al. (1990). "Prediction of Process-Induced Residual Stresses in Thermoplastic Composites". *Journal of Composite Materials* 24 (6):616-643.
- Chen J, Xin Q et al. (2007). "Relationship Between the Depth of Drilling and Residual Strain Relief in Fiber Reinforced Composite Materials". *Journal of Materials Engineering and Performance* 16 (1):46-51.
- Chen W-C (1997). "Some experimental investigations in the drilling of carbon fiberreinforced plastic (CFRP) composite laminates". *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 37 (8):1097-1108.
- Cheng W, Finnie I et al. (1994). "The compliance method for measurement of near surface residual stresses—application and validation for surface treatment by laser and shot-peening". *Journal of engineering materials and technology* 116 (4):556-560.
- Cherouat A, Gong XL et al. (2002). "Study of residual stresses in composite laminates by the finite element method and experimental analysis". *Ecrs 6: Proceedings* of the 6th European Conference on Residual Stresses 404-7:925-930.
- Clifford S, Jansson N et al. (2006). "Thermoviscoelastic anisotropic analysis of process induced residual stresses and dimensional stability in real polymer matrix composite components". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):538-545.
- Colpo F, Humbert L et al. (2007). "Characterisation of residual stresses in a single fibre composite with FBG sensor". *Composites Science and Technology* 67 (9):1830-1841.
- Cowley KD, Beaumont PWR (1997). "The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites". *Composites Science and Technology* 57 (11):1445-1455.
- Crasto AS, Kim RY (1993). "On the Determination of Residual Stresses in Fiber-Reinforced Thermoset Composites". *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 12 (5):545-558.
- Crasto AS, Kim RY et al. (2002). "In situ monitoring of residual strain development during composite cure". *Polymer Composites* 23 (3):454-463.
- Darrow DA, Smith LV (2002). "Isolating components of processing induced warpage in laminated composites". *Journal of composite materials* 36 (21):2407-2419.

- Dávila CG, Camanho PP (2003). "Failure criteria for FRP laminates in plane stress". NASA TM 212663 (613).
- Davim JP, Reis P (2003a). "Drilling carbon fiber reinforced plastics manufactured by autoclave—experimental and statistical study". *Materials & Design* 24 (5):315-324.
- Davim JP, Reis P (2003b). "Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments". *Composite Structures* 59 (4):481-487.
- Davim JP, Reis P et al. (2004). "Experimental study of drilling glass fiber reinforced plastics (GFRP) manufactured by hand lay-up". *Composites Science and Technology* 64 (2):289-297.
- de Groot PJ, Wijnen PAM et al. (1995). "Real-time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites". *Composites Science and Technology* 55 (4):405-412.
- Domb MM, Hansen JS (1998). "The effect of cooling rate on free-edge stress development in semi-crystalline thermoplastic laminates". *Journal of composite materials* 32 (4):361-386.
- Dominique R (2005). "Micromécanique des composites". In: Matériaux IndsadLDSeGd (ed).
- Durão LMP, de Moura MFSF et al. (2006). "Numerical simulation of the drilling process on carbon/epoxy composite laminates". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (9):1325-1333.
- Dvorak GJ, Laws N (1987). "Analysis of progressive matrix cracking in composite laminates II. First Ply Failure". *Journal of Composite Materials* 21 (4):309-329.
- Eaton M, Holford K et al. (2007). "Damage in carbon fibre composites: the discrimination of acoustic emission signals using frequency". *Journal of Acoustic Emission* 25:140-148.
- Eijpe MPIM, Powell PC (1997). "Residual stress evaluation in composites using a modified layer removal method". *Composite Structures* 37 (3–4):335-342.
- Eom Y, Boogh L et al. (2002). "Internal stress control in epoxy resins and their composites by material and process tailoring". *Polymer Composites* 23 (6):1044-1056.
- Ersoy N, Vardar O (2000). "Measurement of Residual Stresses in Layered Composites by Compliance Method". *Journal of Composite Materials* 34 (7):575-598.
- Favre J-P (1988). "Residual thermal stresses in fibre reinforced composite materials-A review". Journal of the Mechanical Behavior of Materials 1 (1):37-53.
- Fenn RH, Jones AM et al. (1993). "X-Ray Diffraction Investigation of Triaxial Residual Stresses in Composite Materials". *Journal of Composite Materials* 27 (14):1338-1351.

- Fernlund G, Osooly A et al. (2003). "Finite element based prediction of processinduced deformation of autoclaved composite structures using 2D process analysis and 3D structural analysis". *Composite Structures* 62 (2):223-234.
- Fernlund G, Rahman N et al. (2002). "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". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33 (3):341-351.
- Filiou C, Galiotis C (1999). "In situ monitoring of the fibre strain distribution in carbon-fibre thermoplastic composites1. Application of a tensile stress field". *Composites Science and Technology* 59 (14):2149-2161.
- Finnie S, Cheng W et al. (2003). "The computation and measurement of residual stresses in laser deposited layers". *Journal of engineering materials and technology* 125 (3):302-308.
- Flaggs DL, Kural MH (1982). "Experimental Determination of the In Situ Transverse Lamina Strength in Graphite/Epoxy Laminates". *Journal of Composite Materials* 16 (2):103-116.
- Flaman MT, Manning BH (1985). "Determination of residual-stress variation with depth by the hole-drilling method". *Experimental Mechanics* 25 (3):205-207.
- Fletcher AJ, Oakeshott JL (1994). "Thermal residual microstress generation during the processing of unidirectional carbon fibre/epoxy resin composites: random fibre arrays". *Composites* 25 (8):806-813.
- Gaitonde VN, Karnik SR et al. (2008). "Analysis of parametric influence on delamination in high-speed drilling of carbon fiber reinforced plastic composites". *Journal of Materials Processing Technology* 203 (1–3):431-438.
- Galiotis C, Melanitis N et al. (1988). "Residual strain mapping in carbon fibre/PEEK composites". *Composites* 19 (4):321-324.
- Genidy MS, Madhukar MS et al. (1999). "An Investigation of Cure Induced Stresses in Low Cure Temperature Thermoset Polymer Composites". *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 18 (14):1304-1321.
- Genidy MS, Madhukar MS et al. (2000). "New method to reduce cure-induced stresses in thermoset polymer composites, Part II: closed loop feedback control system". *Journal of Composite Materials* 34 (22):1905-1925.
- Gentz M, Armentrout D et al. (2004). "In-plane shear testing of medium and high modulus woven graphite fiber reinforced/polyimide composites". *Composites Science and Technology* 64 (2):203-220.
- Gigliotti M, Jacquemin F et al. (2007a). "Modelling and Experimental Characterisation of Hygrothermoelastic Stress in Polymer Matrix Composites". *Macromolecular Symposia* 247 (1):199-210.
- Gigliotti M, Jacquemin F et al. (2007b). "Transient and cyclical hygrothermoelastic stress in laminated composite plates: Modelling and experimental assessment". *Mechanics of Materials* 39 (8):729-745.

- Gigliotti M, Jacquemin F et al. (2007c). "Assessment of approximate models to evaluate transient and cyclical hygrothermoelastic stress in composite plates". International Journal of Solids and Structures 44 (3–4):733-759.
- Gigliotti M, Wisnom MR et al. (2003). "Development of curvature during the cure of AS4/8552 [0/90] unsymmetric composite plates". *Composites Science and Technology* 63 (2):187-197.
- Gigliottia M, Molimard J et al. (2006). "On the nonlinear deformations of thin unsymmetric 0/90 composite plates under hygrothermal loads". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):624-629.
- GONG X (1994). "Développement d'un méthodologie expérimental associée à une approche analytique pour la compréhension du comportement de plaques composites non-trouées et trouées sous chargement simple et combiné de traction-torsion". Doctoral Thesis, Université de Technologie de Compiègne.
- Gong XL, Cherouat A et al. "Residual stress distribution and its influence on the mechanical behaviour of composite materials". In: *International Conference of Composite Materials (ICCM)*, 1999.
- Griffin OH (1983). "Three-Dimensional Curing Stresses in Symmetric Cross-Ply Laminates with Temperature-Dependent Properties". *Journal of Composite Materials* 17 (5):449-463.
- Guo Z-S (2011). "Residual Stresses Characterization of Laminated Composites Curing by FEM and FBG Sensor". *Polymers & Polymer Composites* 19 (2-3):91-98.
- Gutkin R, Green CJ et al. (2011). "On acoustic emission for failure investigation in CFRP: Pattern recognition and peak frequency analyses". *Mechanical Systems and Signal Processing* 25 (4):1393-1407.
- Hahn HT (1976). "Residual stresses in polymer matrix composite laminates". *Journal* of Composite Materials 10 (4):266-278.
- Hahn HT, Pagano NJ (1975). "Curing Stresses in Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 9 (1):91-106.
- Hancox NL (1998). "Thermal effects on polymer matrix composites: Part 1. Thermal cycling". *Materials & Design* 19 (3):85-91.
- Hashin Z (1980). "Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites". *Journal of Applied Mechanics* 47 (2):329-334.
- Hernández S, Sket F et al. (2013). "Optimization of curing cycle in carbon fiberreinforced laminates: Void distribution and mechanical properties". *Composites Science and Technology* 85 (0):73-82.
- Hill R (1950). "The mathematical theory of plasticity".
- Hobbiebrunken T, Hojo M et al. (2006). "Evaluation of interfacial strength in CF/epoxies using FEM and in-situ experiments". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (12):2248-2256.
- Hodges J, Yates B et al. (1989). "Residual stresses and the optimum cure cycle for an epoxy resin". *Journal of Materials Science* 24 (6):1984-1990.

- Hsueh C-H, Lee S et al. (2006). "Analyses of mode I edge delamination by thermal stresses in multilayer systems". *Composites Part B: Engineering* 37 (1):1-9.
- Huang C, Yang S (1997). "Warping in advanced composite tools with varying angles and radii". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28 (9):891-893.
- Hyer MW (1981). "Calculation of the room-temperature shapes of unsymmetric laminates".
- Ifju PG, Kilday BC et al. (1999). "A novel method to measure residual stresses in laminated composites". *Journal of Composite Materials* 33 (16):1511-1524.
- Ifju PG, Niu X et al. (2000). "Residual strain measurement in composites using the cure-referencing method". *Experimental Mechanics* 40 (1):22-30.
- Ishikawa T, Koyama K et al. (1978). "Thermal Expansion Coefficients of Unidirectional Composites". *Journal of Composite Materials* 12 (2):153-168.
- Jeronimidis G, Parkyn AT (1988). "Residual Stresses in Carbon Fibre-Thermoplastic Matrix Laminates". *Journal of Composite Materials* 22 (5):401-415.
- Jin KK, Oh JH et al. (2007). "Effect of Fiber Arrangement on Residual Thermal Stress Distributions in a Unidirectional Composite". *Journal of Composite Materials* 41 (5):591-611.
- Joyce PJ, Kugler D et al. (1997). "A technique for characterizing process-induced fiber waviness in unidirectional composite laminates-using optical microscopy". *Journal of composite materials* 31 (17):1694-1727.
- Jun W, Hong C (1992). "Cured shape of unsymmetric laminates with arbitrary lay-up angles". *Journal of reinforced plastics and composites* 11 (12):1352-1366.
- Karalekas D, Cugnoni J et al. (2008). "Monitoring of process induced strains in a single fibre composite using FBG sensor: A methodological study". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (7):1118-1127.
- Kelsey RA "Measuring Non-Uniform Residual Stresses by the Hole Drilling Method". In: Proceedings SESA, 1956. pp 181-194
- Khashaba U (2013). "Drilling of polymer matrix composites: A review". *Journal of Composite Materials* 47 (15):1817-1832.
- Khashaba UA (2004). "Delamination in drilling GFR-thermoset composites". *Composite Structures* 63 (3–4):313-327.
- Kim HS, Lee DG (2007a). "Reduction of fabricational thermal residual stress of the hybrid co-cured structure using a dielectrometry". *Composites Science and Technology* 67 (1):29-44.
- Kim HS, Park SW et al. (2006a). "Smart cure cycle with cooling and reheating for cocure bonded steel/carbon epoxy composite hybrid structures for reducing thermal residual stress". Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 37 (10):1708-1721.

- Kim JW, Lee DG (2007b). "Measurement of residual stresses in thick composite cylinders by the radial-cut-cylinder-bending method". *Composite Structures* 77 (4):444-456.
- Kim JW, Lee JH et al. (2006b). "Reduction of residual stresses in thick-walled composite cylinders by smart cure cycle with cooling and reheating". *Composite Structures* 75 (1–4):261-266.
- Kim KS, Hahn HT (1989). "Residual stress development during processing of graphite/epoxy composites". *Composites Science and Technology* 36 (2):121-132.
- Kim RY, Hahn HT (1979). "Effect of Curing Stresses on the First Ply-failure in Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 13 (1):2-16.
- Kim S-T, Lee Y-T (1997). "Characteristics of damage and fracture process of carbon fiber reinforced plastic under loading-unloading test by using AE method". *Materials Science and Engineering: A* 234–236 (0):322-326.
- Kim SS, Murayama H et al. (2012). "Study on the curing process for carbon/epoxy composites to reduce thermal residual stress". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 43 (8):1197-1202.
- Kim YK (2004). "Process-Induced Residual Stress Analysis by Resin Transfer Molding". Journal of Composite Materials 38 (11):959-972.
- Kim YK, White SR (1997). "Viscoelastic analysis of processing-induced residual stresses in thick composite laminates". *Mechanics Of Composite Materials And Structures An International Journal* 4 (4):361-387.
- Kotsikos G, Evans JT et al. (1999). "Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates". *Polymer Composites* 20 (5):689-696.
- Kugler D, Moon TJ (2002). "Identification of the Most Significant Processing Parameters on the Development of Fiber Waviness in Thin Laminates". *Journal of Composite Materials* 36 (12):1451-1479.
- Kumosa MS (2003). "An investigation of damage initiation in woven graphite fiber/polyimide composites subjected to shear". *Key Engineering Materials* 251:447-456.
- Lake BR, Appl FJ et al. (1970). "An investigation of the hole-drilling technique for measuring planar residual stress in rectangularly orthotropic materials". *Experimental Mechanics* 10 (6):233-239.
- Lange J, Toll S et al. (1997). "Residual stress build-up in thermoset films cured below their ultimate glass transition temperature". *Polymer* 38 (4):809-815.
- Lawrence WE, Månson J-AE et al. "Prediction of residual stress in continuous fiber semicrystalline thermoplastic composites: a kinetic-viscoelastic approach". In: *Proceedings of American Society for Composites, 5th Technical Conference: Composite Materials in Transition*, 1990. pp 401-414

- Lebrun G, Denault J (2010). "Effect of annealing on the thermal expansion and residual stresses of bidirectional thermoplastic composite laminates". *Composites Part a-Applied Science and Manufacturing* 41 (1):101-107.
- Liu D, Fleck NA et al. (2004). "Compressive strength of fibre composites with random fibre waviness". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 52 (7):1481-1505.
- Liu PF, Chu JK et al. (2012). "A study on the failure mechanisms of carbon fiber/epoxy composite laminates using acoustic emission". *Materials & Design* 37 (0):228-235.
- Lu J, Flavenot JF (1989). "APPLICATIONS OF THE INCREMENTAL HOLE-DRILLING METHOD FOR MEASUREMENT OF RESIDUAL-STRESS DISTRIBUTION". *Experimental Techniques* 13 (11):18-24.
- Madhukar MS, Genidy MS et al. (2000). "New method to reduce cure-induced stresses in thermoset polymer composites, Part I: test method". *Journal of Composite Materials* 34 (22):1882-1904.
- Maligno A, Warrior N et al. (2008). "Finite element investigations on the microstructure of fibre-reinforced composites". *Express Polymer Letters* 2:665-676.
- Manson J-AE, Seferis JC (1992). "Process simulated laminate (PSL): a methodology to internal stress characterization in advanced composite materials". *Journal of composite materials* 26 (3):405-431.
- Mathar J (1934). "Determination of initial stresses by measuring the deformation around drilled holes". *Trans ASME* 56 (4):249-254.
- McCartney LN (1998). "PREDICTING TRANSVERSE CRACK FORMATION IN CROSS-PLY LAMINATES". *Composites Science and Technology* 58 (7):1069-1081.
- Melro AR, Camanho PP et al. (2008). "Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites". *Composites Science and Technology* 68 (9):2092-2102.
- Merzlyakov M, McKenna GB et al. (2006). "Cure-induced and thermal stresses in a constrained epoxy resin". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):585-591.
- Meske R, Schnack E (2003). "Particular adaptation of X-ray diffraction to fiber reinforced composites". *Mechanics of materials* 35 (1):19-34.
- Metehri A, Serier B et al. (2009). "Numerical analysis of the residual stresses in polymer matrix composites". *Materials & Design* 30 (7):2332-2338.
- Montay G, Sicot O et al. (2005) Determination of the residual stresses in composite laminate using the compliance method. vol 490-491. Xi'an.
- Mowrer FW (2005). "An analysis of effective thermal properties of thermally thick materials". *Fire safety journal* 40 (5):395-410.
- Mulle M, Collombet F et al. (2009). "Assessment of cure-residual strains through the thickness of carbon-epoxy laminates using FBGs Part II: Technological

specimen". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40 (10):1534-1544.

- Naik N, Sahani R "Measurement of Residual Stresses in Composites by Hole Drilling Method". In: V International Congress on Experimental Mechanics, 1984. pp 159-163
- Nairn J, Zoller P (1985). "Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites". *Journal of Materials Science* 20 (1):355-367.
- Nairn JA (1997). "Fracture Mechanics of Composites With Residual Thermal Stresses". *Journal of Applied Mechanics* 64 (4):804-810.
- Nairn JA (2000). "Energy release rate analysis for adhesive and laminate double cantilever beam specimens emphasizing the effect of residual stresses". *International Journal of Adhesion and Adhesives* 20 (1):59-70.
- NAIRN JA (2003). "Residual stress effects in fracture of composites and adhesives". *Application of Fracture Mechanics to Polymers, Adhesives and Composites* 33:193.
- Nawab Y, Shahid S et al. (2013). "Chemical shrinkage characterization techniques for thermoset resins and associated composites". *Journal of Materials Science* 48 (16):5387-5409.
- Nawwar AM, McLachlan K et al. (1976). "A modified hole-drilling technique for determining residual stresses in thin plates". *Experimental Mechanics* 16 (6):226-232.
- Nelson RH, Cairns D (1989). "Prediction of dimensional changes in composite laminates during cure". *Tomorrow's Materials: Today* 34:2397-2410.
- Nielsen AS, Pyrz R (1997). "In-situ observation of thermal residual strains in carbon/thermoplastic microcomposites using Raman spectroscopy". *Polymers & polymer composites* 5 (4):245-257.
- Nielsen AS, Pyrz R (1998). "The effect of cooling rate on thermal residual strains in carbon/polypropylene microcomposites". *Science and Engineering of Composite Materials* 7 (1-2):1-22.
- Nielsen AS, Pyrz R (2003). "A Raman study into the effect of transcrystallisation on thermal stresses in embedded single fibres". *Journal of Materials Science* 38 (3):597-601.
- Nielsen MW, Schmidt JW et al. (2013). "In situ measurement using FBGs of processinduced strains during curing of thick glass/epoxy laminate plate: experimental results and numerical modelling". *Wind Energy* 16 (8):1241-1257.
- Niku-Lari A, Lu J et al. (1985). "Measurement of residual-stress distribution by the incremental hole-drilling method". *Experimental Mechanics* 25 (2):175-185.
- Nobre JP, Stiffel JH et al. (2013). "Induced drilling strains in glass fibre reinforced epoxy composites". *CIRP Annals Manufacturing Technology* 62 (1):87-90.

- Oh JH, Jin KK et al. (2006). "Interfacial Strain Distribution of a Unidirectional Composite with Randomly Distributed Fibers under Transverse Loading". *Journal of Composite Materials* 40 (9):759-778.
- Oh JH, Lee DG (2002). "Cure Cycle for Thick Glass/Epoxy Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 36 (1):19-45.
- Okabe Y, Yashiro S et al. (2002). "Effect of thermal residual stress on the reflection spectrum from fiber Bragg grating sensors embedded in CFRP laminates". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33 (7):991-999.
- Olson WA, Bert CW (1966). "Analysis of residual stresses in bars and tubes of cylindrically orthotropic materials". *Experimental Mechanics* 6 (9):451-457.
- Pagliaro P, Zuccarello B (2007). "Residual Stress Analysis of Orthotropic Materials by the Through-hole Drilling Method". *Experimental Mechanics* 47 (2):217-236.
- Parlevliet PP (2010). "Residual Strains in Thick Thermoplastic Composites: an Experimental Approach".
- Parlevliet PP, Bersee HEN et al. (2006). "Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (11):1847-1857.
- Parlevliet PP, Bersee HEN et al. (2007a). "Residual stresses in thermoplastic composites-A study of the literature-Part II: Experimental techniques". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (3):651-665.
- Parlevliet PP, Bersee HEN et al. (2007b). "Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part II: Experimental techniques". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (3):651-665.
- Parvizi A, Garrett K et al. (1978). "Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates". *Journal of Materials Science* 13 (1):195-201.
- Pascault JP, Sautereau H et al. (2002). "Thermosetting Polymers". CRC Press.
- Pawlak A, Zinck P et al. (2001). "Photoelastic studies of residual stresses around fillers embedded in an epoxy matrix". *Macromolecular Symposia* 169 (1):197-210.
- Peeters LJB, Powell PC et al. (1996). "Thermally-induced shapes of unsymmetric laminates". *Journal of Composite Materials* 30 (5):603-626.
- Phillips R, Kim P et al. (1994). "Influence of processing parameters on the dimensional stability of polymer composites". CERN EUROPEAN ORGANIZATION FOR NUCLEAR RESEARCH-REPORTS-CERN:171-178.
- Potter K, Khan B et al. (2008). "Variability, fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (9):1343-1354.
- Prasad CB, Prabhakaran R et al. (1987a). "Determination of calibration constants for the hole-drilling residual stress measurement technique applied to orthotropic composites—Part I: Theoretical considerations". *Composite Structures* 8 (2):105-118.

- Prasad CB, Prabhakaran R et al. (1987b). "Determination of calibration constants for the hole-drilling residual stress measurement technique applied to orthotropic composites—Part II: Experimental evaluations". *Composite Structures* 8 (3):165-172.
- Prasatya P, McKenna GB et al. (2001). "A viscoelastic model for predicting isotropic residual stresses in thermosetting materials: Effects of processing parameters". *Journal of Composite Materials* 35 (10):826-848.
- Prime MB (1997) Residual stress measurement by successive extension of a slot: A literature review. Other Information: PBD: May 1997.
- Prime MB (1999). "Residual stress measurement by successive extension of a slot: the crack compliance method". *Applied Mechanics Reviews* 52 (2):75-96.
- Ramirez-Jimenez CR, Papadakis N et al. (2004). "Identification of failure modes in glass/polypropylene composites by means of the primary frequency content of the acoustic emission event". *Composites Science and Technology* 64 (12):1819-1827.
- Rendler N, Vigness I (1966a). "Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses". *Experimental Mechanics* 6 (12):577-586.
- Rendler NJ, Vigness I (1966b). "Hold-drilling Strain-gage Method of Measuring Residual Stresses". *Experimental Mechanics* 6 (12):577-586.
- Ritchie D, Leggatt R (1987). "The measurement of the distribution of residual stresses through the thickness of a welded joint". *Strain* 23 (2):61-70.
- Russell J (1993). "Cure shrinkage of thermoset composites". SAMPE Quarterly (Society of Aerospace Material and Process Engineers);(United States) 24 (2):28-33.
- Russell JD, Madhukar MS et al. (2000). "New method to reduce cure-induced stresses in thermoset polymer composites, Part III: correlating stress history to viscosity, degree of cure, and cure shrinkage". *Journal of Composite Materials* 34 (22):1926-1947.
- Sarrazin H, Kim B et al. (1995). "Effects of Processing Temperature and Layup on Springback". *Journal of Composite Materials* 29 (10):1278-1294.
- Savin GN, Kosmodamianskii AS et al. (1967). "Stress concentrations near holes". *Soviet Applied Mechanics* 3 (10):16-26.
- Scaramangas AA, Goff RFDP et al. (1982). "On the correction of residual stress measurements obtained using the centre-hole method". *Strain* 18 (3):88-97.
- Schadler L, Galiotis C (1995). "Fundamentals and applications of micro Raman spectroscopy to strain measurements in fibre reinforced composites". *International materials reviews* 40 (3):116-134.
- Schajer G (1988a). "Measurement of non-uniform residual stresses using the holedrilling method. Part I—stress calculation procedures". *Journal of Engineering Materials and Technology* 110 (4):338-343.

- Schajer G (1988b). "Measurement of non-uniform residual stresses using the holedrilling method. part II—practical application of the integral method". *Journal of Engineering Materials and Technology* 110 (4):344-349.
- Schajer GS (1981). "Application of finite element calculations to residual stress measurements". *Journal of Engineering Materials and Technology* 103:157.
- Schajer GS (1993). "Use of displacement data to calculate strain gauge response in non-uniform strain fields". *Strain* 29 (1):9-13.
- Schajer GS, Steinzig M (2005). "Full-field calculation of hole drilling residual stresses from electronic speckle pattern interferometry data". *Experimental Mechanics* 45 (6):526-532.
- Schajer GS, Yang L (1994). "Residual-stress measurement in orthotropic materials using the hole-drilling method". *Experimental Mechanics* 34 (4):324-333.
- Schapery RA (1968). "Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles". *Journal of Composite Materials* 2 (3):380-404.
- Schulz WA, Myers DG et al. (2005). "Determination of residual stress and thermal history for IM7/977-2 composite laminates". *Composites Science and Technology* 65 (13):2014-2024.
- Shankar K, Xie HM et al. (2004). "A study on residual stresses in polymer composites using moire interferometry". *Advanced Composite Materials* 13 (3-4):237-253.
- Shokrieh MM, Akbari S et al. (2013). "A comparison between the slitting method and the classical lamination theory in determination of macro-residual stresses in laminated composites". *Composite Structures* 96:708-715.
- Shokrieh MM, Ghasemi K AR (2007). "Simulation of central hole drilling process for measurement of residual stresses in isotropic, orthotropic, and laminated composite plates". *Journal of Composite Materials* 41 (4):435-452.
- Sicot O (2003). "Détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux composites stratifiés et étude de leur influence sur le comportement mécanique". Thèse de doctorat Sciences mécaniques pour l'ingénieur Université de Technologie de Troyes.
- Sicot O, Gong XL et al. (2003). "Determination of residual stress in composite laminates using the incremental hole-drilling method". *Journal of Composite Materials* 37 (9):831-844.
- Sicot O, Gong XL et al. (2004). "Influence of experimental parameters on determination of residual stress using the incremental hole-drilling method". *Composites Science and Technology* 64 (2):171-180.
- Sicot O, Gong XL et al. "New mlethodology of residual stress measurement in composite laminates: comparison with laminate theory". In: *Proceedings of 12th JNC*, Cachan, France., 2000. pp 471-480
- Sjögren A, Joffe R et al. (1999). "Effects of fibre coating (size) on properties of glass fibre/vinyl ester composites". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 30 (8):1009-1015.

- Smith C (1944) Effect of elliptic or circular holes on the stress distribution in plates of wood or plywood considered as orthotropic materials. USDA Forest Products Laboratory, Madison, Wisconsin.
- Sunderland P, Yu W et al. (2001). "A thermoviscoelastic analysis of process-induced internal stresses in thermoplastic matrix composites". *Polymer composites* 22 (5):579-592.
- Suzuki M, Nakanishi H et al. "Application of static fracture mechanisms to fatigue fracture behavior of class A-SMC composite". In: *Japan-U. S. Conference on Composite Materials, 4 th, Washington, DC,* 1989. pp 297-306
- Takeda S, Okabe Y et al. (2002). "Delamination detection in CFRP laminates with embedded small-diameter fiber Bragg grating sensors". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33 (7):971-980.
- Tarsha-Kurdi KE, Olivier P (2002). "Thermoviscoelastic analysis of residual curing stresses and the influence of autoclave pressure on these stresses in carbon/epoxy laminates". *Composites Science and Technology* 62 (4):559-565.
- Tarsha-Kurdi KE, Olivier P et al. "Effets des contraintes résiduelles de cuisson sur quelques caractéristiques mécaniques de stratifiés carbone/époxy". In: RÉMOND Y, LAMON J (eds) 13th Journées Nationales sur les Composites, Strasbourg, 2003. pp 73-83
- Tay T (2003). "Characterization and analysis of delamination fracture in composites: an overview of developments from 1990 to 2001". *Applied Mechanics Reviews* 56 (1):1-32.
- Telford R, Katnam KB et al. (2014). "The effect of moisture ingress on throughthickness residual stresses in unsymmetric composite laminates: A combined experimental–numerical analysis". *Composite Structures* 107 (0):502-511.
- Thomas C (2011). "Étude des mécanismes d'endommagement des composites fibres de carbone/matrice polyamide: application à la réalisation de réservoirs de stockage de gaz sous haute pression de type IV". École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Trende A, Åström BT et al. (2000). "Modelling of residual stresses in compression moulded glass-mat reinforced thermoplastics". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31 (11):1241-1254.
- Tsai SW (1992). "Theory of composites design". Think composites Dayton.
- Tsai SW, Wu EM (1971). "A General Theory of Strength for Anisotropic Materials". Journal of Composite Materials 5 (1):58-80.
- Tseng S-C, Osswald TA (1994). "Prediction of shrinkage and warpage of fiber reinforced thermoset composite parts". *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 13 (8):698-721.
- Unger WJ, Hansen JS (1993a). "The Effect of Cooling Rate and Annealing on Residual Stress Development in Graphite Fibre Reinforced PEEK Laminates". *Journal of Composite Materials* 27 (2):108-137.

- Unger WJ, Hansen JS (1993b). "The Effect of Thermal Processing on Residual Strain Development in Unidirectional Graphite Fibre Reinforced PEEK". *Journal of Composite Materials* 27 (1):59-82.
- Unger WJ, Hansen JS (1998). "A Method to predict the effect of thermal residual stresses on the free-edge delamination behavior of fibre reinforced composite laminates". *Journal of Composite Materials* 32 (5):431-459.
- Vaughan T, McCarthy C (2010). "A combined experimental–numerical approach for generating statistically equivalent fibre distributions for high strength laminated composite materials". *Composites Science and Technology* 70 (2):291-297.
- Vaughan TJ, McCarthy CT (2011). "Micromechanical modelling of the transverse damage behaviour in fibre reinforced composites". *Composites Science and Technology* 71 (3):388-396.
- Wang J-y (1988). "Measurement of residual stress by the hole-drilling method: General stress-strain relationship and its solution". *Experimental mechanics* 28 (4):355-358.
- Wang J-Y (1990). "Refined analysis of the relieved strain coefficients for the offcenter hole-drilling case". *Experimental Mechanics* 30 (4):367-371.
- Wang T-M, Daniel IM et al. (1992). "Thermoviscoelastic Analysis of Residual Stresses and Warpage in Composite Laminates". *Journal of Composite Materials* 26 (6):883-899.
- Weitsman Y (1979). "Residual Thermal Stresses Due to Cool-Down of Epoxy-Resin Composites". *Journal of Applied Mechanics* 46 (3):563-567.
- White SR, Hahn HT (1992a). "Process modeling of composite materials: Residual stress development during cure. Part I. Model formulation". *Journal of Composite Materials* 26 (16):2402-2422.
- White SR, Hahn HT (1992b). "Process modeling of composite materials: Residual stress development during cure. Part II. Experimental validation". *Journal of Composite Materials* 26 (16):2423-2453.
- White SR, Hahn HT (1993). "Cure cycle optimization for the reduction of processinginduced residual stresses in composite materials". *Journal of Composite Materials* 27 (14):1352-1378.
- Wiersma H, Peeters L et al. (1998). "Prediction of springforward in continuousfibre/polymer L-shaped parts". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29 (11):1333-1342.
- Wisnom MR, Atkinson JW (2000). "Fibre Waviness Generation and Measurement and Its Effect on Compressive Strength". *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 19 (2):96-110.
- Wisnom MR, Gigliotti M et al. (2006). "Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer–matrix composite structures". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (4):522-529.

- Withers P, Bhadeshia H (2001a). "Residual stress. Part 1–measurement techniques". *Materials Science and Technology* 17 (4):355-365.
- Withers P, Bhadeshia H (2001b). "Residual stress. Part 2–Nature and origins". *Materials Science and Technology* 17 (4):366-375.
- Wongsto A, Li S (2005). "Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section". *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (9):1246-1266.
- Young R, Day R et al. (1989). "Fibre deformation and residual thermal stresses in carbon fibre reinforced PEEK". In: *Integration of Fundamental Polymer Science and Technology*—3. Springer, pp 240-249.
- Yu W, Sunderland P et al. "A method for the measurement of internal stresses in laminated composites: the successive grooving technique". In: SPE ANTEC, 1994. vol EPFL-CONF-179259. pp 2045-2049
- Zewi I, Daniel I et al. (1987). "Residual stresses and warpage in woven-glass/epoxy laminates". *Experimental mechanics* 27 (1):44-50.
- Zhou G, Sim LM (2002). "Damage detection and assessment in fibre-reinforced composite structures with embedded fibre optic sensors-review". *Smart Materials and Structures* 11 (6):925.
- Zhu Q, Geubelle PH et al. (2001). "Dimensional Accuracy of Thermoset Composites: Simulation of Process-Induced Residual Stresses". Journal of Composite Materials 35 (24):2171-2205.

Zhongmeng WEN Doctorat : Matériaux, Mécanique, Optique et Nanotechnologie

Année 2015

Contribution à l'étude des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés $\pm \theta$

Cette thèse comprend deux parties : Détermination des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés $\pm \theta$ induites par le cycle thermique de fabrication et Etude de leurs influences sur le comportement mécanique de ces stratifiés. Limitée par la théorie actuelle, la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les stratifiés $\pm \theta$ a été très difficile. Dans notre étude, la méthode du trou incrémental a été employée afin de relaxer les contraintes résiduelles et les déformations provoquées ont été mesurées par les jauges de déformation. Une nouvelle approche proposée dans cette thèse permet d'associer les déformations autour du trou et les contraintes résiduelles au sein du stratifié ±0. Les coefficients de calibration ont été déterminés par la simulation numérique. Grâce à l'approche développée, nous avons constaté une relation linéaire entre les contraintes résiduelles et l'angle θ du stratifié $[0_2/\theta_2]_s$. En adaptant un modèle thermoélastique du matériau, les résultats expérimentaux ont pu être modélisés numériquement. Ensuite, nous avons étudié l'influence de l'épaisseur du stratifié, du cycle de cuisson et du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes résiduelles. A l'aide de la technique d'émission acoustique, les influences des contraintes résiduelles sur l'endommagement et le comportement mécanique des stratifiés ont été étudiées grâce aux essais de traction. Enfin, l'importance des contraintes résiduelles sur la rupture transversale du stratifié a été mise en évidence en comparant avec les résultats théoriques.

Mots clés : contraintes résiduelles - composites polymères – stratifiés - émission acoustique - maté-riaux, propriétés mécaniques.

Contribution to the Study of Residual Stresses on the Mechanical Behavior of Composite Laminates $\pm\theta$

This thesis work consists of two main parts: Determination of residual stresses in composites laminates $\pm \theta$, introduced by the thermal cycle during the manufacturing process of laminates and Study of their influences on the mechanical behavior of these laminates. Limited by the current theory, the experimental determination of residual stresses in the laminates $\pm \theta$ was very difficult. In this work, the incremental hole drilling method was performed for the residual stresses relaxation and then the generated strains around the hole were measured with strain gages. The new approach proposed in this thesis allows associating the strains around the hole and the residual stresses in the laminates $\pm \theta$. The calibration coefficients were determined by the numerical simulation. With this approach, we found a linear relationship between the residual stresses and the fiber orientation angle $\boldsymbol{\theta}$ for the composite laminates $[0_2/\theta_2]_s$. By adapting a thermoelastic material model, the results obtained by our new approach were modelized by the numerical study. Then we studied the influence of laminate thickness, curing cycle and hydrothermal ageing on the distribution of residual stresses. With the help of acoustic emission technique, the influences of the residual stresses on the damage and the mechanical behavior of composite laminates were studied through tensile tests. Finally, the importance of the residual stresses on the transverse failure of composite laminates was demonstrated comparing with the theoretical results.

Keywords: residual stresses - polymeric composites - laminated materials - acoustic emission – materials, mechanical properties.

Thèse réalisée en partenariat entre :





Ecole Doctorale "Sciences et Technologies"