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-03359627

Submitted on 30 Sep 2021

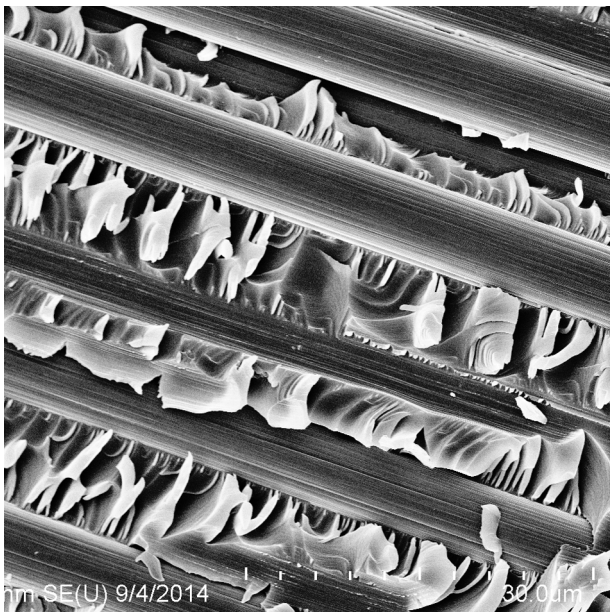
HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

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**

utt
université de technologie
Troyes

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 ±θ

JURY

M. Y.-Q. 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. X.-L. 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 Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée sous la direction du Professeur **Xiao-Lu GONG**. Cette étude a été financée 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 années de doctorat et au commencement d'une nouvelle étape de ma vie, j'éprouve une sincère gratitude envers tous ceux que je tiens ici à remercier.

Je voudrais remercier tout particulièrement 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 indéfectible sont pour beaucoup dans ce travail. Pour tout cela je lui remercie sincèrement.

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. **François WEIL** pour leur aide et leur disponibilité à cette étude.

J'aimerais exprimer mes sincères remerciements à mes collègues et nombreux amis, notamment **Hongchang HAN**, **Jérome 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 aidé pour la correction des fautes d'orthographe et de grammaire.

Mes sincères 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.

Résumé

Cette thèse comprend deux parties : Détermination des contraintes résiduelles 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 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 $\pm\theta$. Les coefficients de calibration ont été déterminés par 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. Nous avons ensuite étudié l'influence de l'épaisseur du stratifié, 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 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 ; Matériaux -- Propriétés mécaniques

Abstract

This thesis work consists of two main parts: Determination of residual stresses in composites laminates ±θ, 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 ± θ 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 ±θ. 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

Remerciements i

Résumé iii

Abstract iv

Sommaire v

Introduction générale 1

Chapitre 1. État de l'art : contraintes résiduelles dans les composites stratifiés 5

1.1 Introduction 6

1.2 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson 6

1.2.1 Origines des contraintes résiduelles 6

1.2.2 Contraintes résiduelles en trois niveaux 10

1.3 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes théoriques 13

1.3.1 Niveau micromécanique 13

1.3.2 Niveau macromécanique 14

1.4 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes expérimentales 17

1.4.1 Méthodes non destructives 17

1.4.2 Méthodes de relaxation des contraintes résiduelles 21

1.5 Réduction des contraintes résiduelles 25

1.5.1 Modification du cycle de cuisson 25

1.5.2 Relaxation par post-cuisson (recuit) 28

1.6 Influence des contraintes résiduelles 29

1.6.1. Influence sur les défauts dans les composites 29

1.6.2. Influence sur les dimensions des composites 30

1.6.3. Influence sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés 33

1.7 Conclusion 35

Chapitre 2. Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 37

2.1 Introduction.....38

2.2 L'histoire de la méthode du trou.....38

2.3 Une nouvelle approche proposée.....46

2.4 Adaptation du modèle à la méthode du trou incrémental.....51

2.5 Détermination des coefficients de calibration.....56

2.6 Réalisation du perçage du trou incrémental.....62

2.6.1. Fabrication des pièces.....62

2.6.2. Dispositif et paramètres du perçage.....64

2.6.3. Réalisation du trou incrémental et des mesures.....73

2.6.4. Déformations autour du trou.....75

2.7 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.....79

2.7.1. Résultats de contraintes résiduelles pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$.....79

2.7.2. Résultats de contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.....82

2.8 Conclusion.....87

Chapitre 3. Influence des divers paramètres sur les contraintes résiduelles dans les stratifiés ±θ.....89

3.1 Introduction.....90

3.2 Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ par la théorie classique des stratifiés.....90

3.2.1 Détermination des coefficients de dilatation thermique (CDTs) du pli..91

3.2.2 Théorie classique des stratifiés.....96

3.2.3 Contraintes résiduelles théoriques dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.....98

3.2.4 Influence des paramètres thermiques sur les résultats théoriques.....102

3.3 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$.....105

3.3.1 Déformations autour du trou.....106

3.3.2 Résultats de contraintes résiduelles.....109

3.4 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi le cycle de cuisson modifié 114

3.4.1 Cycle de cuisson modifié 114

3.4.2 Résultats de contraintes résiduelles 115

3.5 Effet du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes résiduelles 118

3.5.1 Vieillissement hydrothermique du composite 118

3.5.2 Propriétés mécaniques des éprouvettes après vieillissement 119

3.5.3 Contraintes résiduelles après vieillissement hydrothermique 121

3.6 Conclusion 122

Chapitre 4. Influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des composites stratifiés 125

4.1 Introduction 126

4.2 Endommagement dans les composites stratifiés 126

4.2.1 Endommagement et composites stratifiés 126

4.2.2 Caractérisation des endommagements par émission acoustique 128

4.2.3 Interprétation des signaux acoustiques 129

4.3 Essais de traction sur les stratifiés $[\theta]_8$ 131

4.3.1 Conditions expérimentales des essais de traction 131

4.3.2 Résultats expérimentaux 133

4.3.3 Suivi de l'endommagement 135

4.4 Essais de traction sur les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 139

4.4.1 Montage de l'essai de traction 139

4.4.2 Résultats Expérimentaux 141

4.4.3 Suivi de l'endommagement 143

4.4.4 Amorçage d'endommagement 148

4.5 Critère de rupture des plis transversaux dans les stratifiés en tenant compte des contraintes résiduelles.....153

4.5.1 Détermination de la résistance locale d'un pli dans les stratifiés 154

4.5.2 Critère de rupture des plis transversaux du composite stratifié.....155

4.5.3 Rupture des plis en tenant compte des contraintes résiduelles 157

4.6 Conclusion 161

Conclusion générale et perspectives 163

Références.....167

Introduction générale

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 stabilité 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 critères 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 croisés (cross ply [0/90]) ou unidirectionnels à cause de la limite des théories sur l'anisotropie des stratifiés $\pm\theta$. 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 développée dans ce travail qui doit permettre d'associer les contraintes résiduelles et les déformations entraînées par la relaxation des contraintes résiduelles. La fiabilité et 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

stratifiés. Ce travail se déroule autour de ces deux objectifs et est divisé en 4 chapitres principaux présentés 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 deuxième chapitre est dédié à la détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]s$ par la méthode du trou incrémental. Une nouvelle approche est développée en se basant sur la théorie fondamentale de la mécanique des composites stratifiés, qui permet de déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés $\pm\theta$ avec la méthode du trou incrémental. Les coefficients de calibration dans la formule proposée seront déterminés par simulation numérique. La relation entre les contraintes résiduelles et l'angle θ du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$ est ainsi établie.

Pour le troisième chapitre, les contraintes résiduelles sont d'abord étudiées de façon théorique en adaptant un modèle thermoélastique du matériau. Une comparaison est faite entre le calcul théorique et les résultats expérimentaux obtenus dans le deuxième chapitre. Avec l'analyse des résultats théoriques, les influences des paramètres thermiques des fibres et de matrice sur les niveaux de contraintes résiduelles sont mises en évidence. Ensuite, nous étudions l'influence de plusieurs paramètres comme l'épaisseur du stratifié, le cycle de cuisson et le vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes résiduelles 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 idées des travaux à suivre.

Chapitre 1. État de l'art : contraintes résiduelles dans les composites stratifiés

1.1 Introduction 6

1.2 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson 6

1.2.1 Origines des contraintes résiduelles 6

1.2.2 Contraintes résiduelles en trois niveaux 10

1.3 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes théoriques 13

1.3.1 Niveau micromécanique 13

1.3.2 Niveau macromécanique 14

1.4 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes expérimentales 17

1.4.1 Méthodes non destructives 17

1.4.2 Méthodes de relaxation des contraintes résiduelles 21

1.5 Réduction des contraintes résiduelles 25

1.5.1 Modification du cycle de cuisson 25

1.5.2 Relaxation par post-cuisson (recuit) 28

1.6 Influence des contraintes résiduelles 29

1.6.1. Influence sur les défauts dans les composites 29

1.6.2. Influence sur les dimensions des composites 30

1.6.3. Influence sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés 33

1.7 Conclusion 35

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. Premièrement, nous présenterons la formation des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés à l'aide de recherches bibliographiques ; les possibilités de modification de ces contraintes internes seront discutées. Ensuite, nous nous concentrerons sur la détermination expérimentale des contraintes résiduelles. Pour cela, les méthodes les plus utilisées dans le cadre des composites stratifiés seront citées. Pour mieux comprendre la nouvelle approche développée dans cette étude, la description du principe de la méthode du trou incrémental sera détaillée au début du chapitre 2. La détermination des contraintes résiduelles par méthodes théoriques sera présentée selon deux aspects : micromécanique et mécanique classique. Pour finir, la dernière partie de ce chapitre discutera des influences des contraintes résiduelles sur les propriétés mécaniques du matériau et les performances des stratifiés.

1.2 Formation des contraintes résiduelles durant le cycle de cuisson

1.2.1 Origines des contraintes résiduelles

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 méthode 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 troisième palier afin de refroidir la pièce. 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.

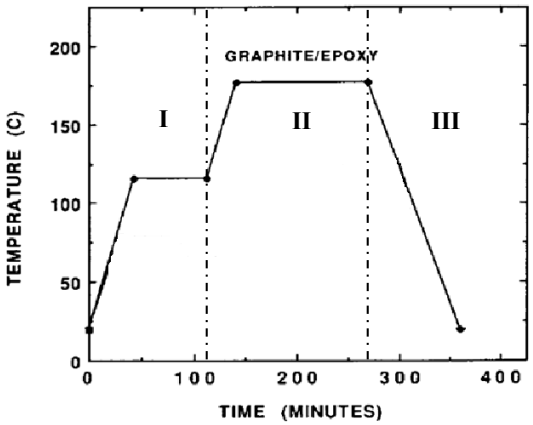


Fig. 1-1. Cycle de cuisson typique d'un composite graphite/époxy (Bogetti and Gillespie 1992)

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 rigidité en raison du durcissement chimique et une réduction du volume à cause de la rétraction 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 gélification et la vitrification (Lange et al. 1997). Le phénomène de gélification est le passage d'un état visqueux à un état caoutchouteux, lié à la formation du réseau à partir des molécules ; la vitrification à une température plus élevée 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 viscoélastique à haute température et un comportement élastique à basse température. 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 à leur origine :

i. Lors de la polymérisation, 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).

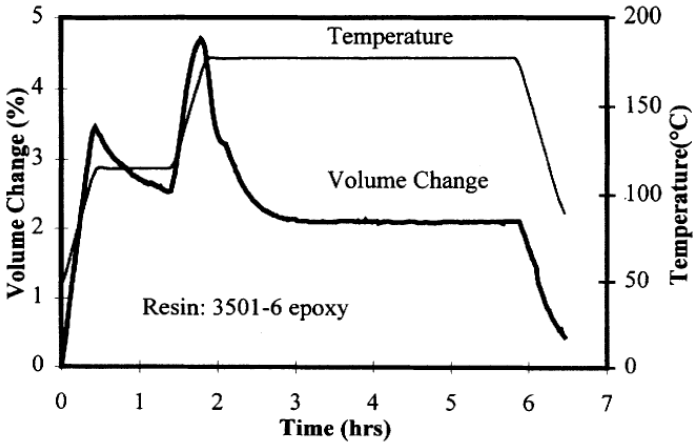


Fig. 1-2. Rétraction volumique de la résine époxy durant un cycle de cuisson typique (Russell 1993)

À la vitrification, le module de la résine se développe à partir de la gélification de la résine (α_{gel}^{mod}) jusqu'au moment de diffusion (α_{diff}^{mod}) où le durcissement est terminé (Fig. 1-3). Parallèlement, la rétraction chimique associée à la réaction de polymérisation (réticulation) 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 rétraction chimique et l'existence de ce module de résine conduisent à la formation de

contraintes résiduelles suite à cette réaction chimique au sein du matériau. Dans les premières études, la rétraction chimique était supposée contribuer à moins de 5% aux contraintes résiduelles 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 polymérisation peuvent atteindre jusqu'à 30% des contraintes finales et pourraient même être encore plus importantes (Lange et al. 1997). En outre, les résultats expérimentaux ont indiqué qu'une modification du cycle de durcissement affecte de manière significative les contraintes résiduelles 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).

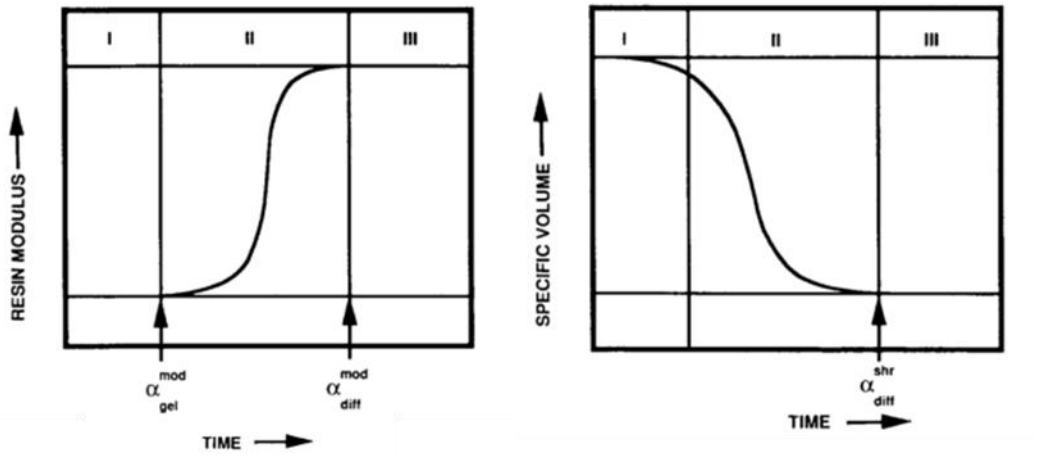


Fig. 1-3. Module de la résine et rétraction chimique pendant le durcissement (Bogetti and Gillespie 1992).

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 stratifiés unidirectionnels. Dans le sens longitudinal, les matrices subissent une traction équilibrée 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 présenté en 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 compliquée. (Bogetti and Gillespie 1992; Chang et al. 1996; Oh and Lee 2002; Mowrer 2005). De plus, le comportement du stratifié (soit thermoélastique, soit thermo-viscoélastique) 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).

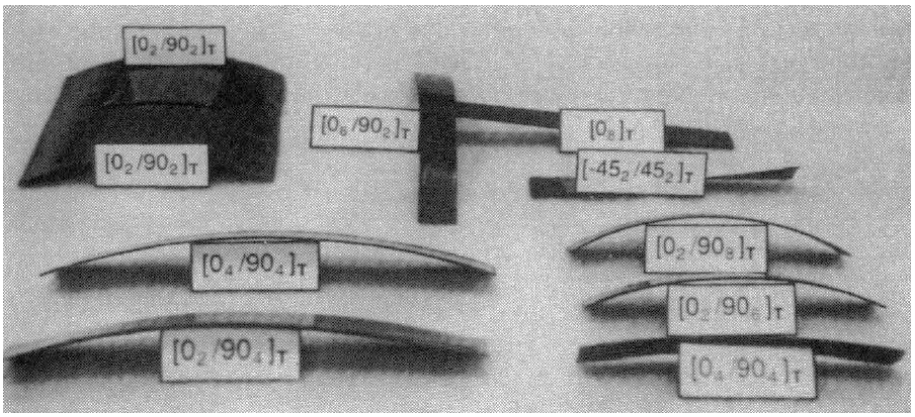


Fig. 1-4. Exemple de courbure de stratifiés non symétriques (White and Hahn 1993)

1.2.2 Contraintes résiduelles en trois niveaux

Selon leur origine, les contraintes résiduelles dans les composites renforcés de fibres continues sont présentes dans les stratifiés immédiatement après le cycle de cuisson et le refroidissement à la température ambiante. Celles-ci peuvent être classées 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 prépondérant (Favre 1988). Durant le cycle de cuisson, la matrice est chauffée jusqu'à une température supérieure à la température de ramollissement et ensuite solidifiée par refroidissement à la température ambiante. Le refroidissement implique un retrait volumique de la part de la matrice, qui est significativement plus élevé que le rétrécissement des fibres. Cela représente un moteur important du développement des contraintes résiduelles dans le composite stratifié (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 résiduelle de traction dans la matrice.

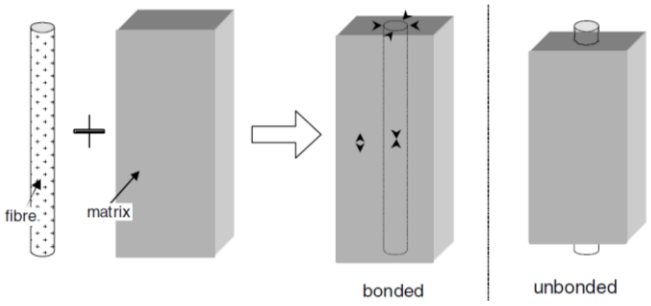


Fig. 1-5. Vue schématique de l'effet de refroidissement sur la matrice autour d'une fibre (Parlevliet et al. 2006)

Niveau du pli

À l'échelle des plis, comme ce que l'on a vu, les contraintes résiduelles sont entraînées par l'anisotropie thermique des plis. Par exemple, dans un stratifié [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, montrée en figure 1-6.

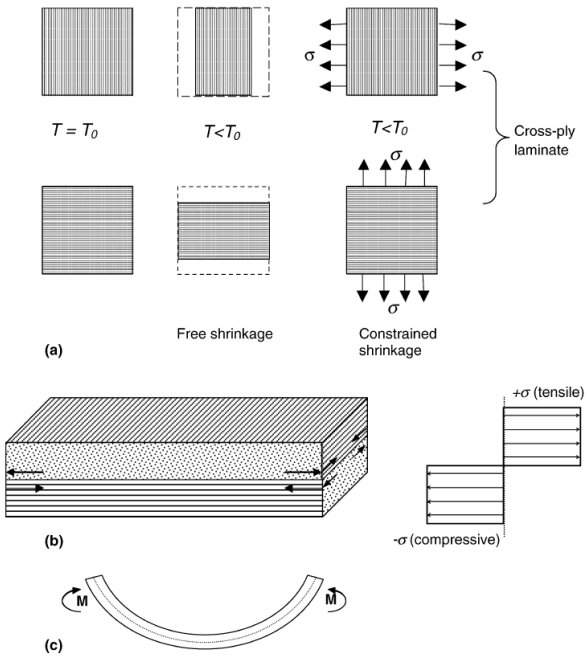


Fig. 1-6. Contraintes résiduelles au niveau des plis (Parlevliet et al. 2006)

Niveau du stratifié

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 résiduelles. En général, 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 température, les plis du centre peuvent encore avoir besoin de se solidifier, tandis que les plis près de la surface sont déjà 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 résiduelles dans laquelle on trouve les efforts de traction au centre et ceux de compression vers la surface.

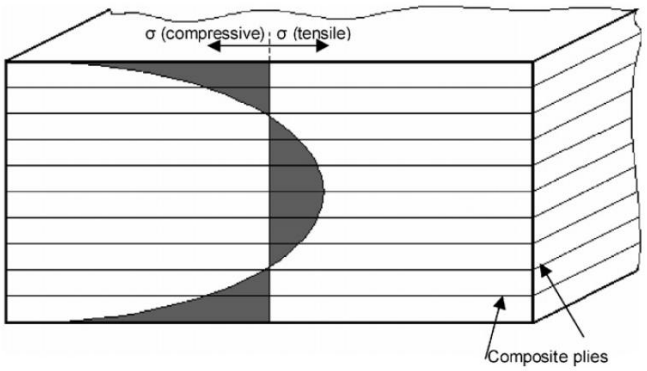


Fig. 1-7. Distribution des contraintes résiduelles au niveau du stratifié (Parlevliet et al. 2006)

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 modélisation permettrait de prévoir l'intensité des contraintes résiduelles apparues suite au processus de cuisson. La modélisation soit analytique soit numérique des contraintes résiduelles peut se faire suivant deux approches principales : micromécanique et macromécanique.

1.3.1 Niveau micromécanique

Dans le cadre de la modélisation micromécanique, les contraintes résiduelles s'établissent entre les fibres et la matrice en tenant compte de la différence de leurs coefficients de dilatation thermique. En général, l'arrangement local des fibres dans la matrice est le paramètre le plus important dans une simulation micromécanique. Un certain nombre d'études antérieures ont fait l'hypothèse d'un arrangement périodique 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 résiduelles formées dans le cycle thermique. Ils ont trouvé que les valeurs des contraintes résiduelles dépendent fortement de la façon dont sont distribuées 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 récents, les résultats ont confirmé 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 développées (Vaughan and McCarthy 2010; Melro et al. 2008; Wongsto and Li 2005), la distribution de fibres modélisée se rapproche beaucoup plus de la distribution réelle, ce qui amène à une meilleure détermination de la distribution des contraintes résiduelles au niveau micromécanique. À partir de cela, une analyse des effets des contraintes résiduelles microscopiques sur la rupture des composites a pu être mise en place. (Vaughan and McCarthy 2011).

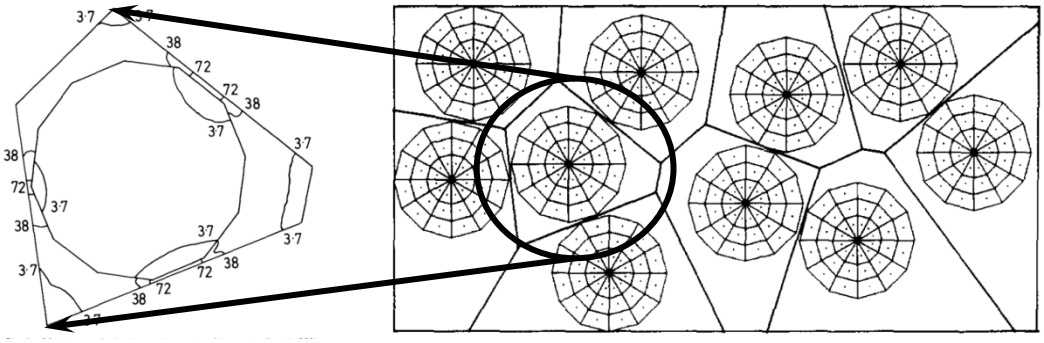


Fig. 1-8. Contrainte maximale autour des fibres (Fletcher and Oakeshott 1994)

1.3.2 Niveau macromécanique

Au niveau macromécanique, la modélisation 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 rétraction 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-viscoélastique permettrait de mieux décrire le comportement mécanique du composite, Weitsman (Weitsman 1979) a adapté un modèle viscoélastique linéaire et ensuite proposé une approche destinée à évaluer les contraintes résiduelles dans les stratifiés croisés. Les résultats ont montré que le modèle thermo-viscoélastique surestimait les valeurs de contraintes de plus de 20% par rapport au modèle thermoélastique. Avec une analyse thermo-viscoélastique (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 à matrice thermoplastique (Fig. 1-9).

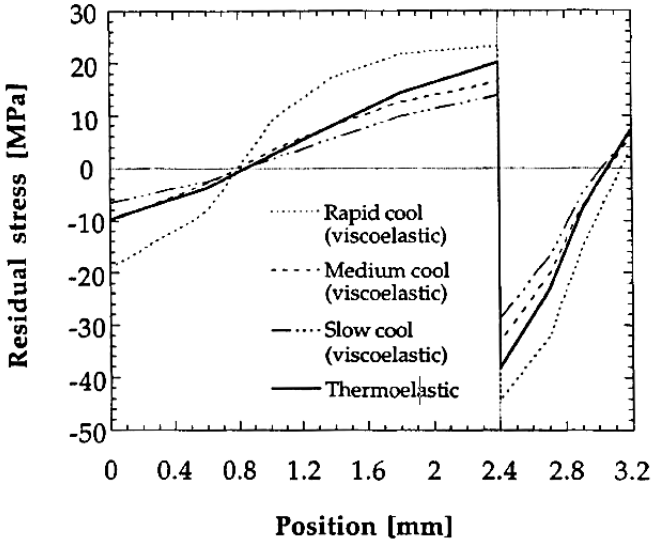


Fig. 1-9. Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_5/90_{15}]$ en fonction de la vitesse de refroidissement (Phillips et al. 1994)

Du fait que les contraintes résiduelles peuvent venir du refroidissement ou de la rétraction 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 éléments importants dans la formation des contraintes résiduelles selon les résultats obtenus (Bogetti and Gillespie 1992, 1991).

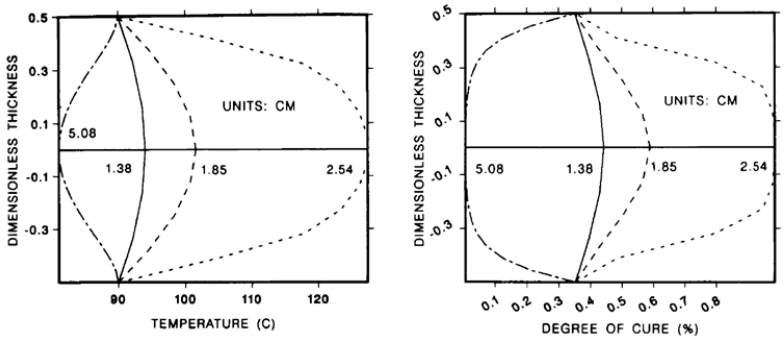


Fig. 1-10. Distribution de température et degré de cuisson en fonction de l'épaisseur du stratifié (Bogetti and Gillespie 1992)

White et Hahn (White and Hahn 1992a, b) ont employé les relations constitutives viscoélastiques utilisant des propriétés du matériau dépendantes du temps et du degré de cuisson pour déterminer la formation des contraintes résiduelles dans les stratifiés minces à la fois théoriquement et expérimentalement (Fig. 1-11). Le modèle viscoélastique utilisé dans leur étude s'est basé sur la théorie classique des stratifiés tout en tenant compte de la rétraction chimique et des déformations thermiques. En profitant de la même démarche, ils ont développé un modèle bidimensionnel destiné à déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés épais (Kim and White 1997). À partir des résultats des stratifiés épais, l'effet couplé de la distribution non uniforme de température et du degré de cuisson sur la formation des contraintes résiduelles a été confirmé (Fig. 1-12). Ensuite, un modèle 3D avec couplage thermo-chimio-viscoélastique a été développé 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).

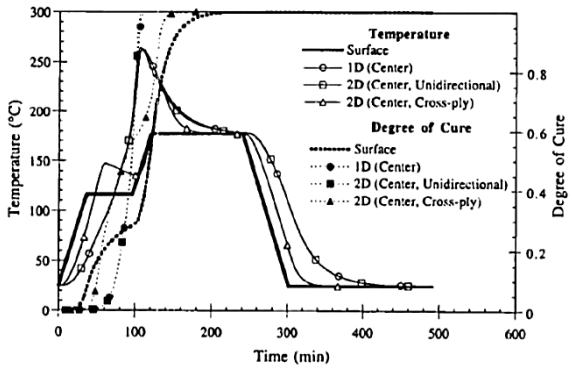


Fig. 1-11. Historique de la température et du degré de cuisson dans le cas d'un stratifié épais (7,5 cm) [0]n et [0/90]s (Kim and White 1997)

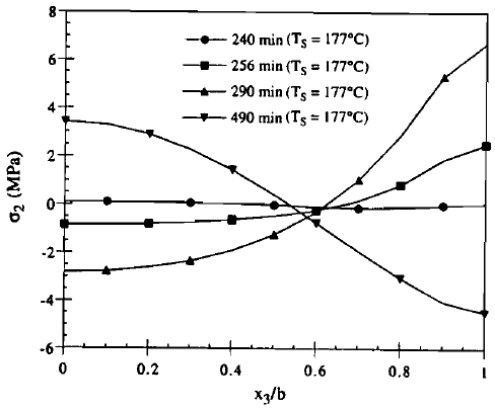


Fig. 1-12. Contrainte résiduelle transversale en fonction de la profondeur pour le stratifié [0]n (Kim and White 1997)

1.4 Détermination des contraintes résiduelles par les méthodes expérimentales

Comme les contraintes résiduelles sont bien présentes dans les stratifiés et ont une influence sur leurs performances, il est important de déterminer ces contraintes résiduelles et de les prendre en compte lors de la conception et l'utilisation de ces composites. Bien que les modélisations permettent de prévoir la distribution, les méthodes expérimentales sont quand même nécessaires afin de vérifier et valider la convenance et la fiabilité des modèles proposés. De nombreuses études et techniques expérimentales ont été réalisées au sujet de la détermination des contraintes résiduelles au sein du stratifié.

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 Méthodes non destructives

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

Méthode basée sur la détermination de la déformation globale

Les contraintes résiduelles au sein du composite stratifié entraînées 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 méthode de moiré interférométrique développée 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 méthode optique suit en continu la déformation en surface du stratifié au cours du cycle de cuisson par projection de franges d'interférométrie de speckle (Fig. 1-13) et ensuite détermine les contraintes résiduelles à partir de la théorie des stratifiés. Malgré ses avantages de précision, de sans contact et de vision globale de l'échantillon ('full-field'), cette méthode optique rend uniquement compte des déformations en surface et ne permet pas de découvrir la distribution des contraintes résiduelles suivant la direction d'épaisseur.

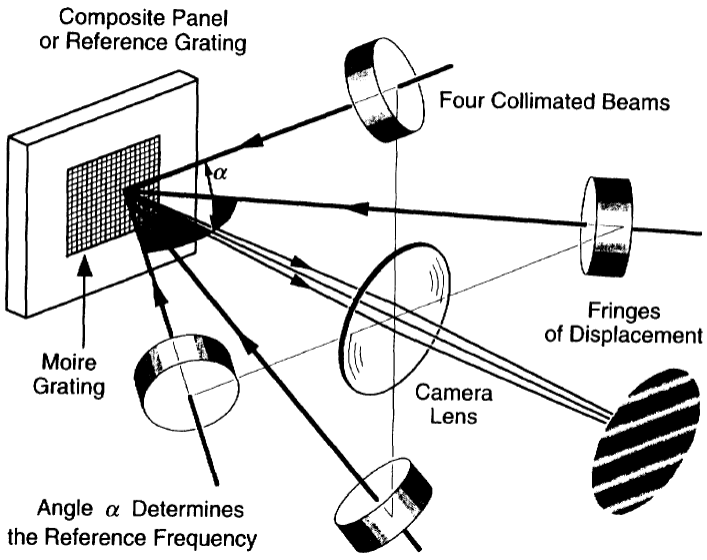


Fig. 1-13. Schéma d'un système d'interférométrie par moiré (Ifju et al. 1999)

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.

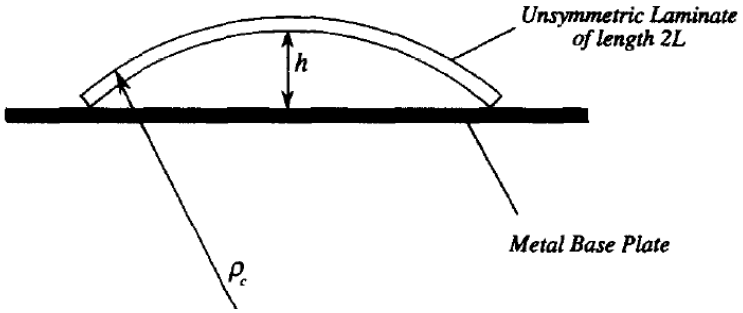


Fig. 1-14. Mesure de la courbure du stratifié non symétrique (Cowley and Beaumont 1997)

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 méthode 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 encastré 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 utilisé pour suivre la formation des contraintes résiduelles (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).

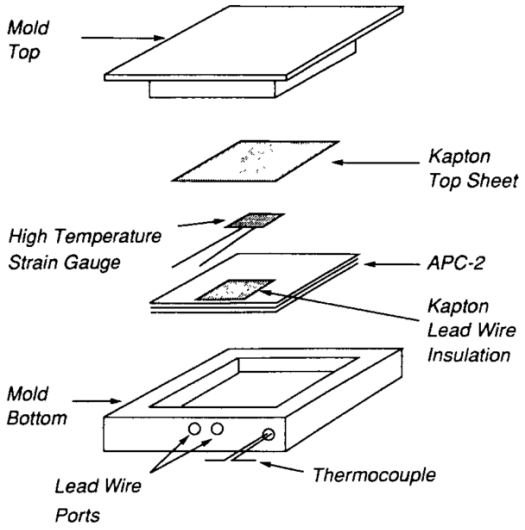


Fig. 1-15. Implantation des jauges dans les composites (Unger and Hansen 1993b)

Autres méthodes

En plus de celles présentées, il existe encore beaucoup d'autres méthodes 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 photoélasticité de la matrice permet également de déterminer les contraintes résiduelles dans les composites transparents (Nairn and Zoller 1985; Sjögren et al. 1999; Andersson et al. 2000; Pawlak et al. 2001). Basée 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 encastrées 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 résiduelles au sein de matériaux métalliques. 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 résiduelles (Fenn et al. 1993; Benedikt et al. 2001a; Benedikt et al. 2001b; Meske and Schnack 2003; Kumosa 2003).

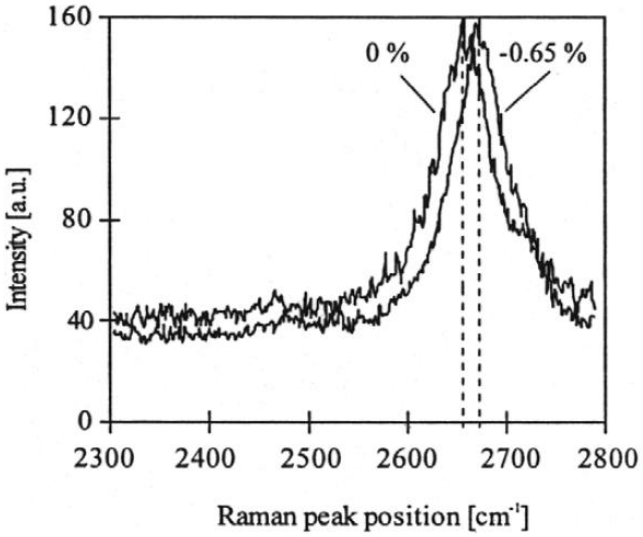


Fig. 1-16. Décalage de pic Raman induit par les déformations compressives sur des fibres de carbone encastrées dans une matrice PEEK (Nielsen and Pyrz 1998)

1.4.2 Méthodes de relaxation des contraintes résiduelles

Les méthodes non destructives ayant comme principal inconvénient l'incapacité de déterminer la distribution des contraintes résiduelles suivant l'épaisseur du stratifié, c'est pour cela que les méthodes de relaxation des contraintes résiduelles ont été proposées. Ces méthodes destructives (rupture du premier pli, enlèvement 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 entraînées par la relaxation de contraintes internes du matériau.

Méthode 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 inter-laminaires (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 stratifié $[0/\pm45/90]_S$ (Kim and Hahn 1979)

Méthode de suppression des plis

La conséquence 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 possibilité de déterminer les contraintes résiduelles en utilisant la théorie classique des stratifiés (Fig. 1-18). Pourtant, les résultats 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 méthode 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 résiduelles en étant source de cristallisation de la matrice, en générant des forces internes supplémentaires, etc.

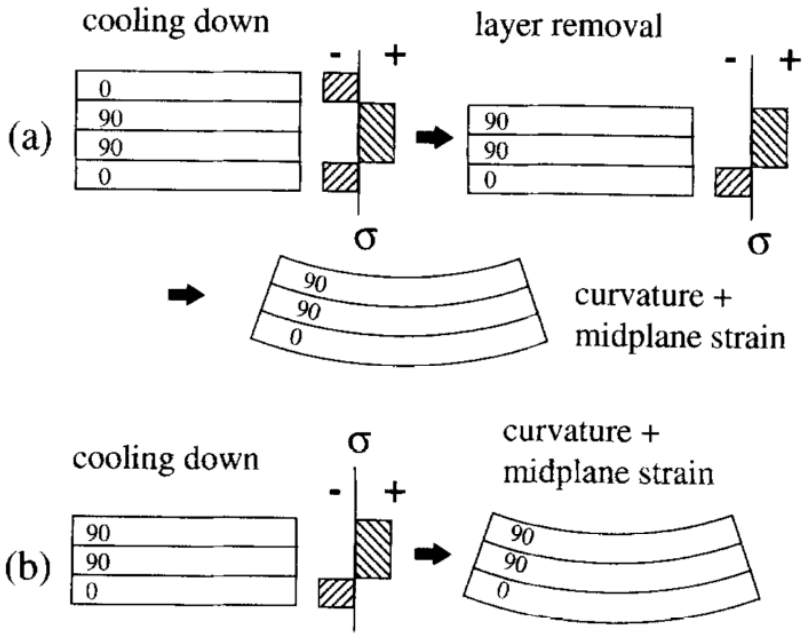


Fig. 1-18. Comparaison entre les déformations entraînées par la suppression du pli et la courbure du stratifié non symétrique (Eijpe and Powell 1997)

Cette méthode consiste à éliminer 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.

Méthode de la compliance

La méthode de la compliance consiste à réaliser 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 méthode semi-destructive du fait que l'on vient réaliser un usinage sur le matériau (Fig. 1-19) ; contrairement aux cas présentés précédemment, cet usinage est localisé et ne conduit donc pas à la destruction totale de la structure étudiée. Cette méthode a d'abord été développée pour la détermination des contraintes résiduelles au sein de matériaux isotropes de structures cylindriques (Ritchie and Leggatt 1987), de couches déposées par laser (Finnie et al. 2003) et des éprouvettes grenaillées (Cheng et al. 1994). Yu et al. (Yu et al. 1994) ont ensuite proposé 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).

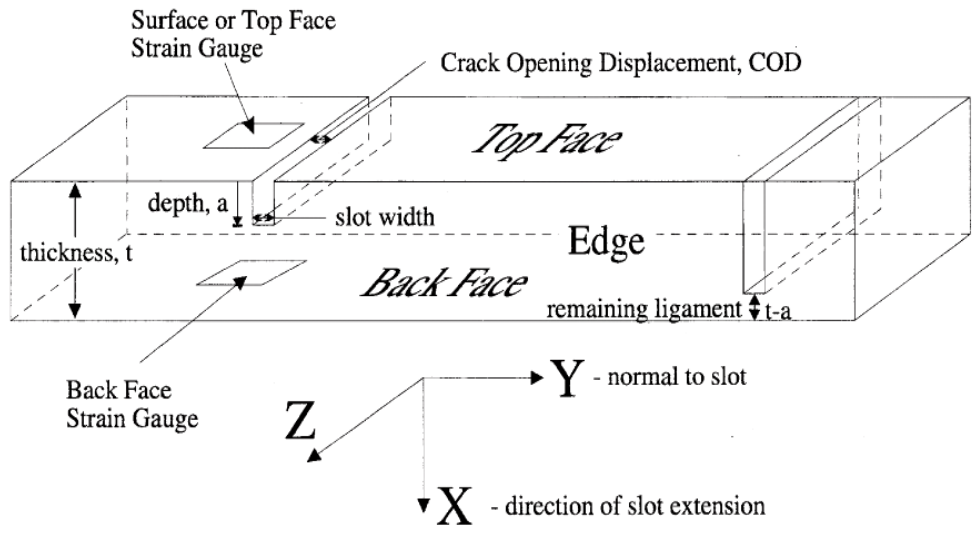


Fig. 1-19. Présentation de la méthode de la compliance (Prime 1997)

Méthode du trou (incrémental)

La méthode du trou est la méthode la plus répandue pour déterminer les contraintes résiduelles (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 adaptée à presque tous les matériaux et peut être 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 percé sur 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 utilisées dans le but de mesurer ces déformations. Il est possible de réaliser 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 déterminer 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 méthode améliorée a été développée : la méthode 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 méthode consiste à réaliser le même perçage comme la méthode du trou, sauf que celui-ci est répété plusieurs fois de manière incrémentale (Fig. 1-20). Cette méthode sera bien détaillée dans le chapitre suivant pour mieux comprendre notre nouvelle approche.

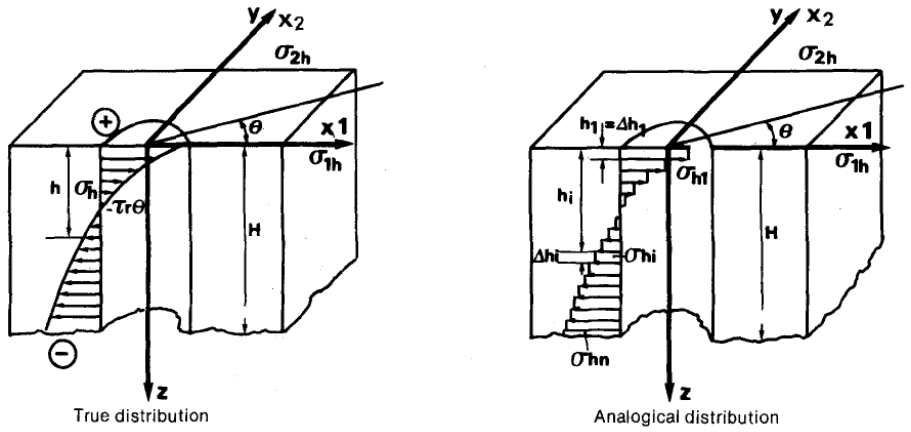


Fig. 1-20. Illustration du concept de la méthode du trou incrémental (Niku-Lari et al. 1985)

1.5 Réduction des contraintes résiduelles

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 élastique des structures composites et peuvent également dégrader significativement la résistance des matériaux, par le biais de formation de fissures, de délaminage et de la dégradation 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 symétrique 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 °C / min à 8000 °C / min).

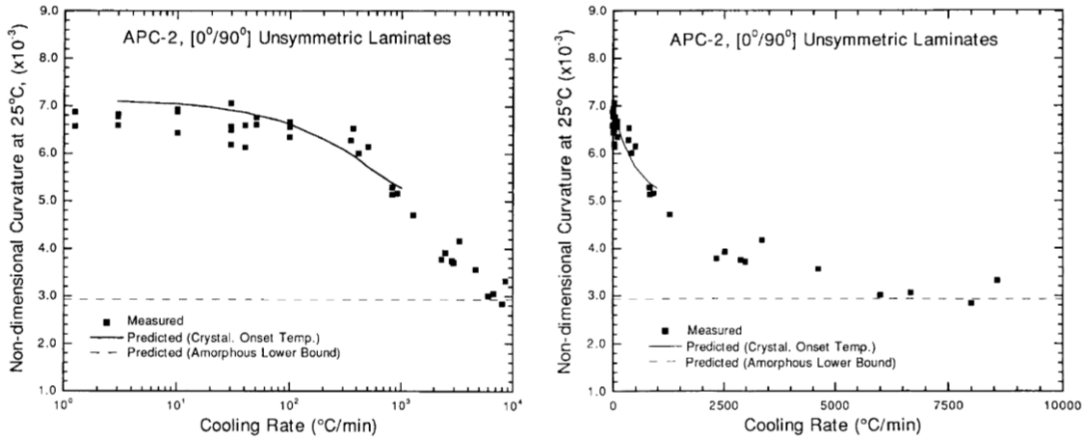


Fig. 1-21. Effet de la vitesse de refroidissement sur la courbure d'un stratitifé non symétrique (Unger and Hansen 1993a)

En 1993, White and Hahn ont optimisé le cycle de cuisson et l'ont adapté à la fabrication des composites à matrice thermodurcissable (White and Hahn 1993). Cette étude a montré qu'une cuisson à une température plus faible peut réduire les contraintes résiduelles 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 propriétés mécaniques du stratifié ont été conservées tandis que la courbure du stratifié a pu être réduite de 30%. Ils ont proposé un cycle de cuisson avec trois phases en ajoutant un palier intermédiaire à basse température, ce qui a amené une réduction 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 résiduelles 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 résiduelles mais est bénéfique aux propriétés mécaniques des stratifiés. Une modélisation de la formation des contraintes résiduelles par un modèle

thermoélastique a été mise en place et les résultats ont été comparés 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 à basse température de cuisson et à faible vitesse de refroidissement réduit le retour élastique du stratifié.

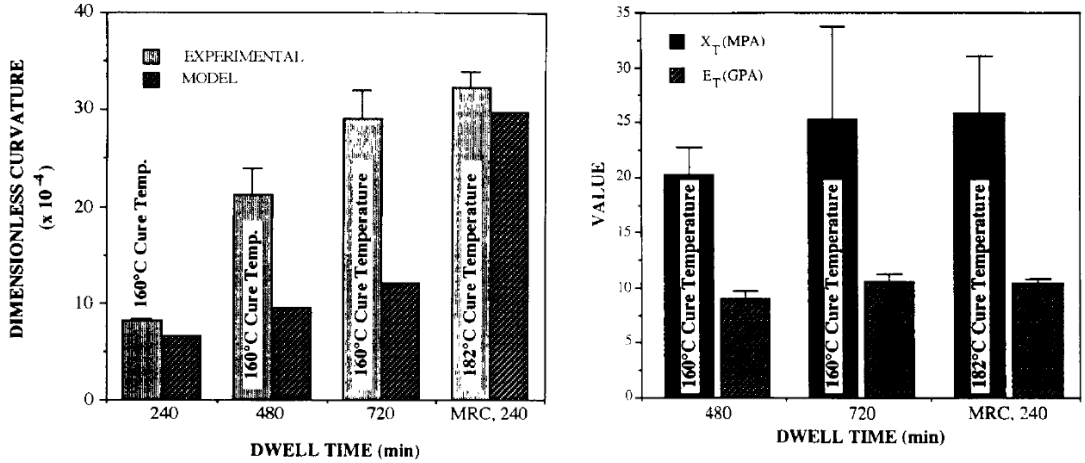


Fig. 1-22. Influence du temps de cuisson sur la courbure et les propriétés mécaniques des stratifiés (White and Hahn 1993)

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 résiduelles entraînées par la rétraction chimique (Madhukar et al. 2000; Genidy et al. 2000; Russell et al. 2000). Leurs résultats ont montré qu'une vitesse lente de refroidissement permet aussi de mieux relaxer les contraintes résiduelles.

Le concept de cycle intelligent avec refroidissement brutal et réchauffage (Fig. 1-23) a été développé par Kim et ses collègues (Kim et al. 2006a; Kim et al. 2006b) dans le but de réduire les contraintes résiduelles dans les cylindres épais en composite phénolique et carbone tissé. Selon les résultats expérimentaux, les contraintes résiduelles sont réduites d'environ 30 % avec ce cycle intelligent. Un système permettant de contrôler les déformations locales a été inventé en se basant sur leur travail (Kim and Lee 2007a).

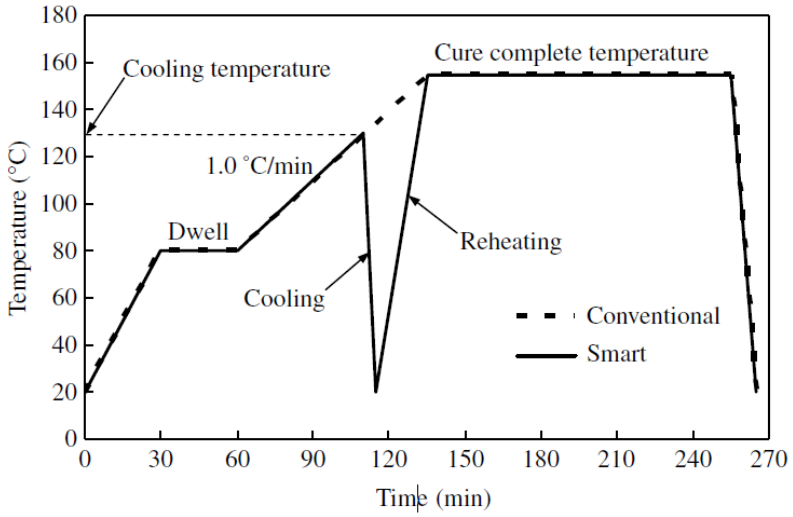


Fig. 1-23. Cycle intelligent de cuisson & cycle conventionnel (Kim et al. 2006b)

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 matériaux métalliques afin de relaxer les contraintes résiduelles. De la même manière, un palier de post-cuisson peut être employé dans la fabrication de composites à matrice polymère afin de diminuer les contraintes résiduelles. Au niveau des plis, ce processus ne diminue pas de façon significative les contraintes résiduelles (Nairn and Zoller 1985). La plupart des études concernant les recuits ont été effectuées afin de réduire les contraintes résiduelles au niveau global, par exemple, leur distribution selon la direction d'épaisseur (Unger and Hansen 1993a; Barnes and Byerly 1994). Cette approche est souvent utilisée dans le cas de matrices thermoplastiques, considérant leur facilité de relaxation au-dessus de leur température de transition vitreuse (Lebrun and Denault 2010). Lebrun et Denault ont également étudié l'influence des températures de recuit et de transition vitreuse (T_g) sur les coefficients de dilatation thermique (CDTs) (Fig. 1-24) et la relaxation des contraintes résiduelles. Leurs résultats ont montré que le composite doit être recuit à une température suffisamment élevée au-dessus de la T_g de la matrice afin d'assurer une dilatation de celle-ci et d'éliminer les contraintes résiduelles.

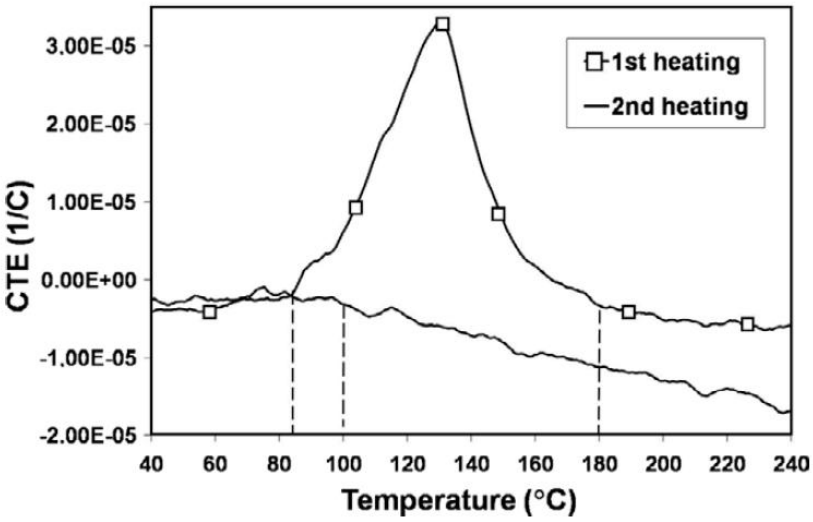


Fig. 1-24. CDTs en fonction de la température pour deux cycles de cuisson (Lebrun and Denault 2010)

1.6 Influence des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles amenées par le cycle thermique pendant la fabrication des composites ont une grande influence sur les performances et les applications des composites stratifiés. En se basant sur les études précédentes, nous nous pencherons sur la qualité du composite au niveau local après sa fabrication. Ensuite, les conséquences des contraintes résiduelles sont expliquées sur les dimensions de structure en composite ; pour terminer les études d'influence des contraintes résiduelles sur les propriétés mécaniques des composites sont citées.

1.6.1. Influence sur les défauts 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 été étudié et les paramètres associés ont été identifiés (Kugler and Moon 2002; Joyce et al. 1997; Wisnom and Atkinson 2000). La vitesse de refroidissement joue un rôle 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 défaut dans un stratifié.

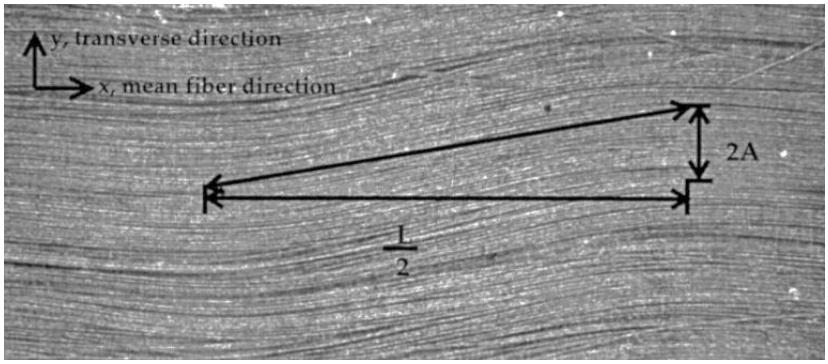


Fig. 1-25. Détermination de l'ondulation des fibres (Kugler and Moon 2002)

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).

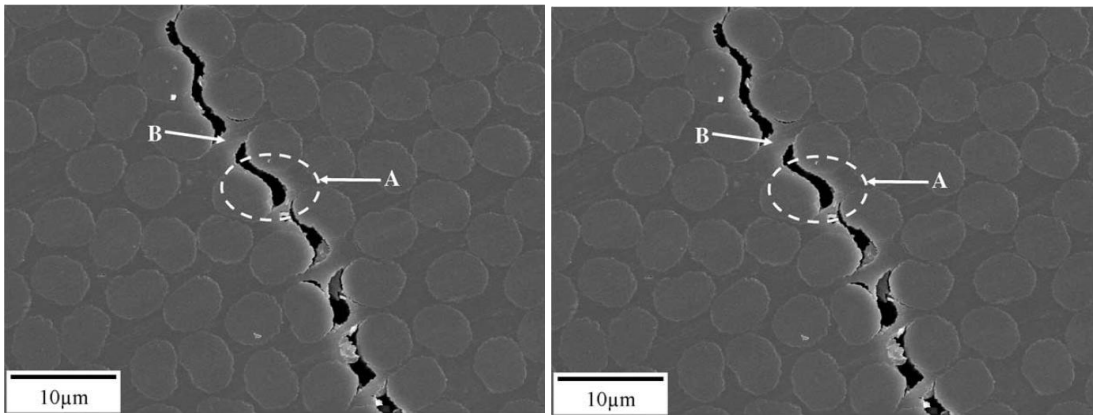


Fig. 1-26. Microfissures transversales dans les composites CFRP (Gentz et al. 2004)

1.6.2. Influence sur les dimensions des composites

La distribution des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés n'est pas seulement liée à leurs propriétés 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 résiduelles entraînent une courbure des stratifiés non symétriques et leur relaxation durant l'utilisation conduit à une instabilité dimensionnelle de la pièce. Le gauchissement est un des challenges les plus relevés dans la conception et la fabrication des structures plates en matériaux composites. Il est lié directement aux contraintes résiduelles au sein du matériau résultant de la variation des champs de déformation thermiques pendant le cycle de cuisson (Tseng and Osswald 1994). La température de cuisson et la vitesse de refroidissement influent le gauchissement (Fig. 1-27) de la structure finale (Sarrazin et al. 1995). Le matériau et la surface du moule sont bien entendu les paramètres déterminants sur la forme finale de la structure selon l'étude précédente (Albert and Fernlund 2002; Wisnom et al. 2006).

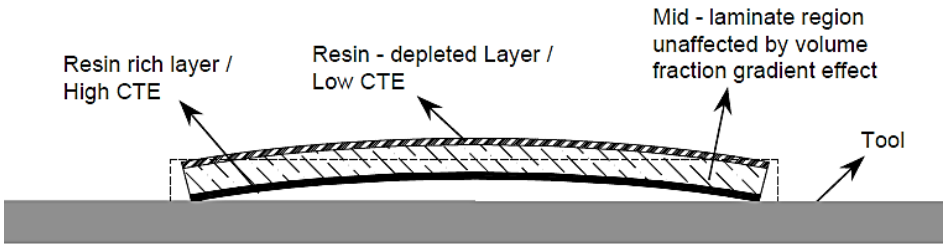


Fig. 1-27. Gauchissement de la plaque en composite dû au gradient de fraction volumique (Bapanapalli and Smith 2005)

Dans le cas d'une structure non plate en composite, la distribution non uniforme de température pendant le cycle de cuisson des composites met la structure dans un état de contrainte plus complexe et diminue la stabilité de la forme finale de la pièce. 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 rétrécissement dans les plis internes est alors plus retenu pendant le refroidissement. Après 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 présentée en figure 1-28.

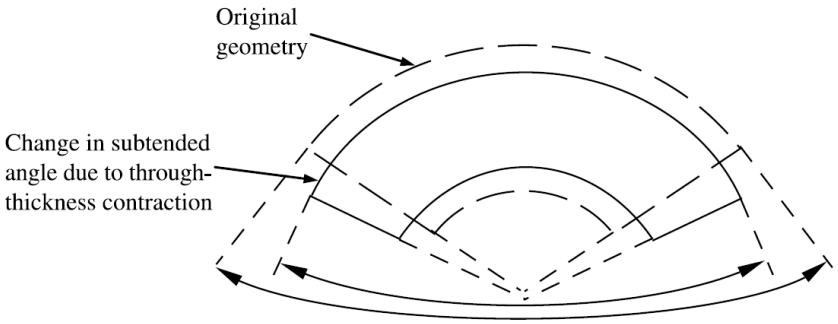


Fig. 1-28. Illustration du phénomène 'spring-in' (Wisnom et al. 2006)

Dans le travail de Albert et Fernlund (Albert and Fernlund 2002; Fernlund et al. 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 symétrique. 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 études suivantes (Darrow and Smith 2002; Bapanapalli and Smith 2005) ont montré que le rétrécissement 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 numérique a été développé avec la méthode des éléments finis en utilisant un modèle thermo-viscoélastique 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 dépend 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 stratifiés $[0_n/90_n]_s$ (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 défauts sur la résistance à la compression pendant la fabricaiton (ondulation, void, etc.) (Potter et al. 2008; Wisnom and Atkinson 2000; Liu et al. 2004; Hernández et al. 2013). Étant donné que les contraintes résiduelles ont une influence importante sur ces défauts pendant la fabrication, une relation existe sûrement entre le comportement en compression et les contraintes résiduelles, mais elle n'est pas assez claire.

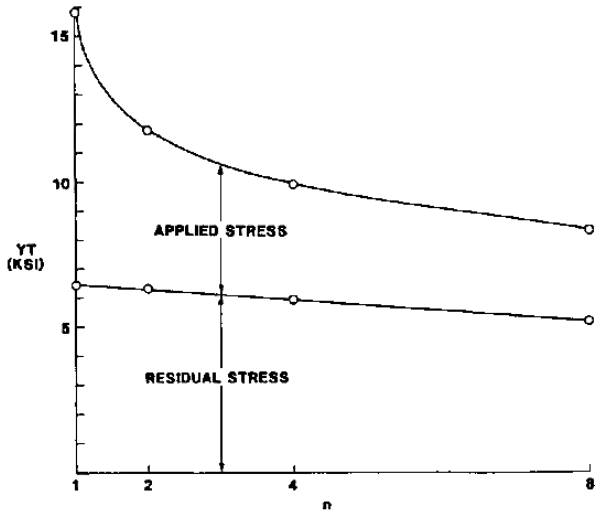


Fig. 1-30. Influence des contraintes résiduelles sur la résistance à la rupture des plis à 90 °pour les stratifiés $[0_n/90_n]_s$ (Flaggs and Kural 1982)

Un certain nombre de modèles ont été développés pour l'étude de l'influence de contraintes résiduelles sur la ténacité 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%) apparaît sur la ténacité en mode de délaminage G_I (Nairn 1997; Nairn 2000; NAIRN 2003).

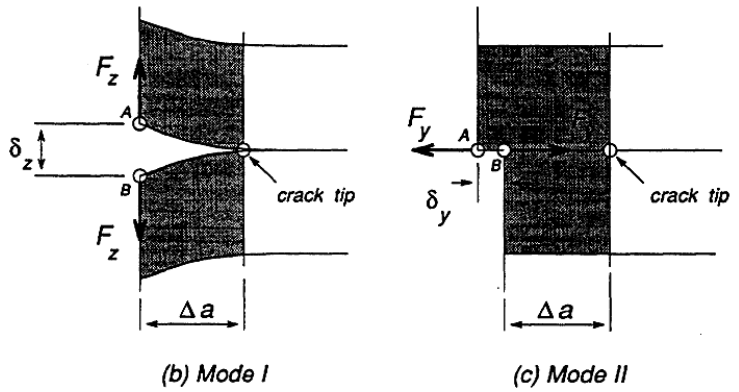


Fig. 1-31. Rupture des composites en mode I et mode II (Unger and Hansen 1998)

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 délaminage (Tay 2003). En tenant compte de l'existence des contraintes résiduelles, une méthode a été présentée 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 déformations appliquées. Il a été prouvé que la déformation 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).

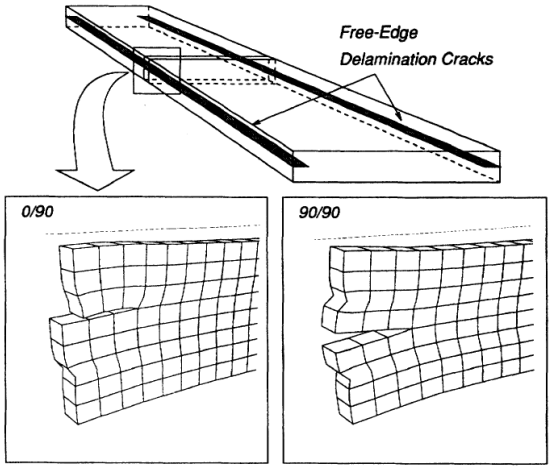


Fig. 1-32. Délaminage dans le stratifié $[35/-35/0/90]_S$ (Unger and Hansen 1998)

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: défauts dans les matériaux, stabilité dimensionnelle de la structure et comportement mécanique des stratifiés.

Chapitre 2. Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

2.1 Introduction 38

2.2 L'histoire de la méthode du trou 38

2.3 Une nouvelle approche proposée 46

2.4 Adaptation du modèle à la méthode du trou incrémental 51

2.5 Détermination des coefficients de calibration 56

2.6 Réalisation du perçage du trou incrémental 62

2.6.1. Fabrication des pièces 62

2.6.2. Dispositif et paramètres du perçage 64

2.6.3. Réalisation du trou incrémental et des mesures 73

2.6.4. Déformations autour du trou 75

2.7 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 79

2.7.1. Résultats de contraintes résiduelles pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$ 79

2.7.2. Résultats de contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 82

2.8 Conclusion 87

2.1 Introduction

Dans le premier chapitre, on a introduit les méthodes disponibles pour déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés. Ce chapitre consiste à déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]s$ par la méthode du trou incrémental. Dans un premier temps, l'état de l'art et les limites des études actuelles seront présentés, une description de cette méthode sera détaillée afin de mieux comprendre une nouvelle approche développée par la suite dans ce chapitre. En se basant sur la mécanique 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 déterminés par le développement d'un outil informatique automatisant la tâche. Enfin, les essais de la méthode du trou incrémental sont réalisés : les résultats des contraintes résiduelles prouvent la fiabilité 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 l'orientation des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]s$.

2.2 L'histoire de la méthode du trou

La méthode du trou pour déterminer les contraintes résiduelles par perçage date du début des années 1930. Mathar (Mathar 1934) inventait un moyen mécanique applicable à la détermination des contraintes résiduelles parallèles et adjacentes à une surface plane où les contraintes résiduelles dans la direction d'épaisseur sont négligeables. Cette méthode, appelée méthode 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 millimètres dans la zone d'intérêt ;
2) Mesurer les déformations sur la surface de l'éprouvette autour du trou percé ;
3) Calculer les contraintes résiduelles correspondantes.

Des précautions doivent être prises pour le perçage du trou ainsi qu'au niveau de l'emplacement, à l'installation et à la lecture des jauges de déformation. Cette méthode avait été limitée aux matériaux macroscopiquement homogènes et isotropes. Il faut noter que les tests de calibrage ont dû être accomplis sur des échantillons pris dans le même matériau pour chaque investigation. En 1966, cette méthode a été améliorée par

Rendler et Vigness (Rendler and Vigness 1966a) en éliminant 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 modèle 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 percé 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 montré en figure 2-1, est montré comme suit :

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

Avec

$\Delta\boldsymbol{\varepsilon_z(\alpha)}$: Changement de déformation en surface,

$\boldsymbol{\alpha}$: Angle entre l'axe de contrainte et une direction radiale supposée,

$\boldsymbol{K_z}$: Paramètre associant la profondeur et l'angle α,

$\boldsymbol{\sigma_z}$: Contrainte résiduelle à la profondeur z,

$\boldsymbol{\Delta z}$: Distance creusée.

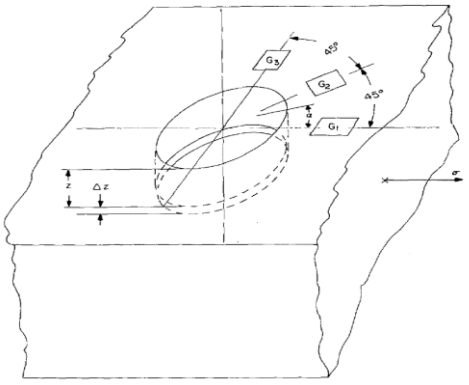


Fig. 2-1. Configuration des jauges dans une plaque précontrainte (Rendler and Vigness 1966a)

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 :

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

Qualitativement, la contrainte radiale causée par le trou percé de diamètre ('d') à une distance fixée à partir du centre est présentée 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 présenté en figure 2-2, et peut être représentée par la série suivante :

$$K(\alpha) = \sum_n A_n cos2n\alpha\,, \quad n = 0,1,2,3\ldots \tag{2.4}$$

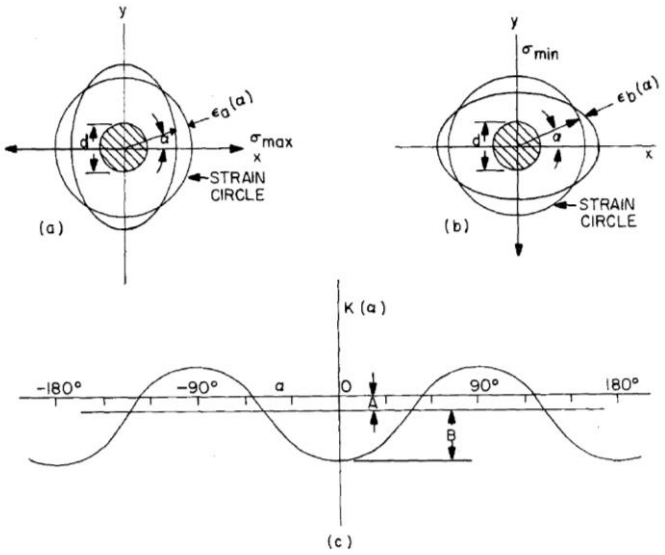


Fig. 2-2. Déformation comme la distance radiale entre le cercle jauge et l'ellipse pour les contraintes uniaxiales (a) l'axe x, (b) l'axe y (Rendler and Vigness 1966a)

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

$$K(\alpha) = A + Bcos2\alpha \tag{2.5}$$

La déformation devient alors :

$$\varepsilon_\alpha = [A + Bcos2(\theta - \beta)]\sigma_I + \left[A + Bcos2\left(\theta - \beta + \frac{\pi}{2}\right)\right]\sigma_{II} \tag{2.6}$$

Dans le cadre du calcul des contraintes, les trois jauges correspondant respectivement aux angles $\theta = 0, \frac{\pi}{4}, \frac{\pi}{2}$ sont utilisées. Après avoir calculé ces trois fonctions, on obtient les contraintes résiduelles principales dans leurs directions principales :

$$\begin{cases} \sigma_I = \frac{(A+B\sin\gamma)\varepsilon_1-(A-B\cos\gamma)\varepsilon_2}{2AB(\sin\gamma+\cos\gamma)} \\ \sigma_{II} = \frac{(A+B\cos\gamma)\varepsilon_2-(A-B\cos\gamma)\varepsilon_1}{2AB(\sin\gamma+\cos\gamma)} \\ \phi = tan^{-1}\left(\frac{\varepsilon_1-2\varepsilon_2+\varepsilon_3}{\varepsilon_1-\varepsilon_3}\right) \end{cases} \quad (2.7)$$

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. Inspirés 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 troisième constante C dans leur théorie.

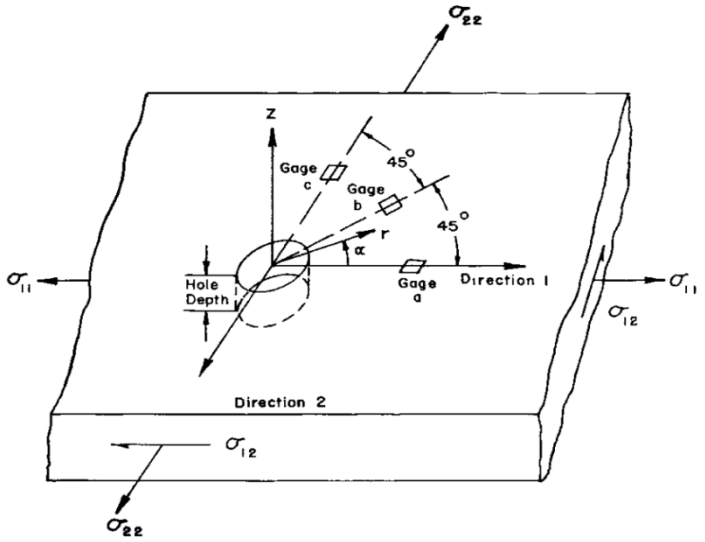


Fig. 2-3. Configuration des jauges et système utilisé par Bert et Thompson (Bert and Thompson 1968)

La variation de déformation qui se produit à n'importe quel endroit à une distance radiale fixe à partir du centre du trou peut être exprimée par :

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

Avec

$\boldsymbol{\varepsilon_\alpha}$: Déformation mesurée dans l'angle α,

$\boldsymbol{K(\alpha)}$ $\boldsymbol{L(\alpha)}$: Fonctions de distribution des déformations 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 :

$$\begin{cases} K(\alpha) = A + Bcos2\alpha \\ L(\alpha) = Csin2\alpha \end{cases} \quad (2.9)$$

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

$$\varepsilon_\alpha = [A + Bcos2\alpha]\sigma_{11} + \left[A + Bcos2\left(\alpha + \frac{\pi}{2}\right)\right]\sigma_{22} + [Csin2\alpha]\sigma_{12} \quad (2.10)$$

Avec les angles $\theta = 0, \frac{\pi}{4}, \frac{\pi}{2}$, on a :

$$\begin{cases} \varepsilon_a = [A + B]\sigma_{11} + [A - B]\sigma_{22} \\ \varepsilon_b = A\sigma_{11} + A\sigma_{22} + C\sigma_{12} \\ \varepsilon_c = [A - B]\sigma_{11} + [A + B]\sigma_{22} \end{cases} \quad (2.11)$$

Cette équation peut-être réécrite sous forme de matrice :

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

Ce qui donnerait comme solutions :

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

Comparé avec les relations contrainte-déformation dans la plaque sans trou :

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

On peut supposer que les constantes A, B et C contiennent les constantes du matériau élastique.

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 :

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

Comme ce que l'on a vu dans l'équation 2.15, cinq constantes sont nécessaires en général pour les matériaux orthotropes. Cependant, même si ces constantes existent toutes, deux d'entre elles sont dépendantes des autres :

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

$$k_5 = k_2\,(\nu_{21}/\nu_{12})\,(E_{11}/E_{22}) \qquad (2.16)$$

Cette solution a été utilisée pendant plus de 20 ans dans le cadre de la méthode du trou pour les matériaux orthotropes. Pendant cette période, Lake, Appl et Bert (Lake et al. 1970) ont étudié l'applicabilité de cette méthode pour la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les plaques relativement minces rectangulaires en matériaux orthotropes. Ils ont déterminé que, dans le cas de mesures effectuées 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 effectués 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 à une 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 été réalisés sur une plaque composée 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 été utilisée 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 $(\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy})$.

$$u = \frac{\alpha^2 m^2 + v_{xy}}{m(\alpha-\beta)E_x(1-\alpha m)}\left[Y_1(1+\beta m)\tau_{xy} - X_1\left(\sigma_x - \beta m\sigma_y\right)\right] + \frac{\beta^2 m^2 + v_{xy}}{m(\beta-\alpha)E_x(1-\beta m)}\left[Y_2(1+\alpha m)\tau_{xy} - X_2\left(\sigma_x - \alpha m\sigma_y\right)\right]$$

$$v = \frac{1+\alpha^2 m^2 v_{xy}}{\alpha m^2(\alpha-\beta)E_y(1-\alpha m)}\left[X_1(1+\beta m)\tau_{xy} - Y_1\left(\sigma_x - \beta m\sigma_y\right)\right] + \frac{1+\beta^2 m^2 v_{xy}}{\beta m^2(\beta-\alpha)E_y(1-\beta m)}\left[X_2(1+\alpha m)\tau_{xy} + Y_2\left(\sigma_x - \alpha m\sigma_y\right)\right] \quad (2.17)$$

Avec

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

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

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

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

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

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

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

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

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 procédé simple et efficace a été décrit pour calculer la déformation en utilisant les données 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 degré d'orthotrope (par exemple, $E_x/E_y, G_{xy}$ etc.). Les déformations suivant toutes les directions autour du trou ont été présentées en figure 2-4. Les résultats à gauche montrent l'effet du rapport E_x/E_y sur les déformations autour du trou dans le cas de fixation G_{xy} ; l'effet de G_{xy} a été présenté dans la figure de droite. Et alors, le champ de déplacement autour du trou ne peut pas se mettre sous une forme trigonométrique aussi simple.

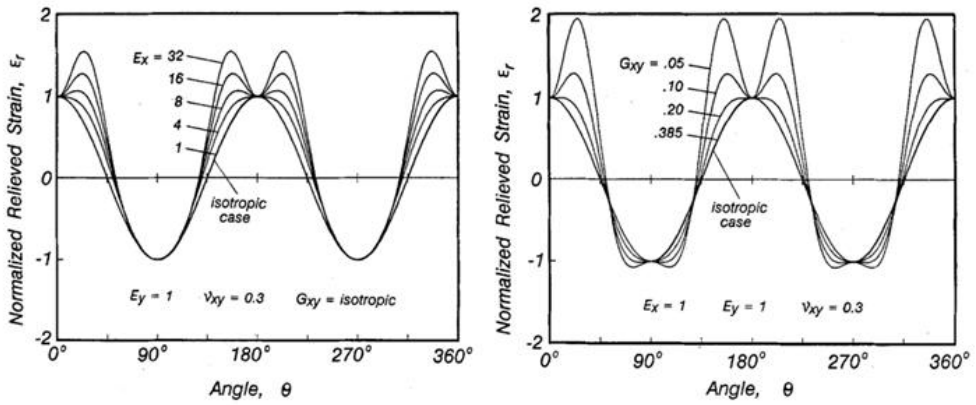


Fig. 2-4. Déformations suivant toutes les directions autour du trou (Schajer 1993)

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 proposé l'équation suivante dérivée de l'équation 2.12.

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

Les souplesses élastiques c_{11}-c_{33} ne sont en général aucunement liées aux constantes trigonométriques 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 dépendent des propriétés élastiques orthotropes du spécimen, du diamètre du trou et de la géométrie de jauge. D'ailleurs, dans son travail, Schajer (Schajer 1993) a déterminé les valeurs numériques des souplesses destinées à être utilisées pour une

certaine gamme de constantes élastiques. Si x et y sont les directions principales des matériaux orthotropes, les termes c_{12} et c_{23} sont nuls. Shokrieh et Grasemi K. (Shokrieh and Ghasemi K 2007) ont déterminé les facteurs précis de calibrage pour la plaque orthotrope, et ont ensuite comparé leurs résultats avec les données obtenues par Schajer (Schajer and Yang 1994).

2.3 Une nouvelle approche proposée

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. Malgré le 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 résiduelles dans les stratifiés sont dans un état plan de contrainte. Cette hypothèse est proposée 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 stratifié composé par ces plis est une plaque mince (les dimensions d'épaisseur sont très inférieures aux deux autres directions) ; d'autre part, conformément à la théorie classique des stratifiés, les contraintes résiduelles 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 négligées (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) à deux dimensions 2D (x, y).

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

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

On définit 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 utilisée 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‘ supposée (la direction de la fibre unidirectionnelle). Pour cela, une matrice de passage P est ainsi construite:

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

On trouve alors :

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

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{\sigma_I+\sigma_{II}}{2} - \frac{\sigma_I-\sigma_{II}}{2}cos2\beta \\ \sigma_y = \frac{\sigma_I+\sigma_{II}}{2} + \frac{\sigma_I-\sigma_{II}}{2}cos2\beta \\ \tau_{xy} = \frac{\sigma_I-\sigma_{II}}{2}sin2\beta \end{cases} \tag{2.23}$$

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 :

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

Avec :

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{\sigma_x+\sigma_y}{2} + \frac{\sigma_x-\sigma_y}{2}cos2\theta + \tau_{xy}sin2\theta \\ \sigma_\theta = \frac{\sigma_x+\sigma_y}{2} - \frac{\sigma_x-\sigma_y}{2}cos2\theta - \tau_{xy}sin2\theta \\ \tau_{r\theta} = -\frac{\sigma_x-\sigma_y}{2}sin2\theta + \tau_{xy}sin2\theta \end{cases} \tag{2.25}$$

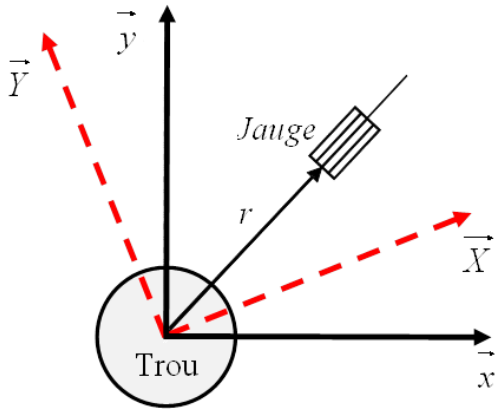


Fig. 2-5. Diagramme schématique du système de coordonnées, des composantes des contraintes et de localisation de la jauge

Pour simplifier les expressions, on pose

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

On obtient alors :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{1}{2}X - \frac{1}{2}Ycos2\beta \\ \sigma_y = \frac{1}{2}X + \frac{1}{2}Ycos2\beta \\ \tau_{xy} = \frac{1}{2}Ysin2\beta \end{cases} \tag{2.27}$$

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 :

$$\begin{cases} \sigma_r = \frac{1}{2}X + \frac{1}{2}Ycos2\beta cos2\theta + \frac{1}{2}Ysin2\beta sin2\theta \\ \sigma_\theta = \frac{1}{2}X - \frac{1}{2}Ycos2\beta cos2\theta - \frac{1}{2}Ysin2\beta sin2\theta \\ \tau_{r\theta} = -\frac{1}{2}Ycos2\beta sin2\theta + \frac{1}{2}Ysin2\beta cos2\theta \end{cases} \tag{2.28}$$

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

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \\ \varepsilon_{r\theta} \end{Bmatrix} = C \begin{Bmatrix} \sigma_r \\ \sigma_\theta \\ \sigma_{r\theta} \end{Bmatrix} \tag{2.29}$$

Où C est la matrice de souplesse :

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

Les éléments inconnus ont été notés Z.

Pour la plaque trouée, 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 :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \\ \varepsilon_{r\theta} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{xx}f_1 & C_{xy}f_2 & C_{xs}f_3 \\ Z' & Z' & Z' \\ Z' & Z' & Z' \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_r \\ \sigma_\theta \\ \sigma_{r\theta} \end{Bmatrix} \tag{2.31}$$

Les éléments 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 :

$$\varepsilon_r = \frac{C_{xx}f_1+C_{xy}f_2}{2}X + \frac{C_{xx}f_1-C_{xy}f_2}{2}Ycos[2(\theta-\beta)] + C_{xs}f_3 Ysin[2(\beta-\theta)] \quad (2.32)$$

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 :

$$\varepsilon_r = AX + BYcos[2(\theta-\beta)] + CYsin[2(\beta-\theta)] \quad (2.33)$$

En considérant la configuration des jauges suivante (Fig. 2-6), c'est-à-dire en prenant les déformations $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ égales à $\theta = 0^\circ, 135^\circ, -90^\circ$.

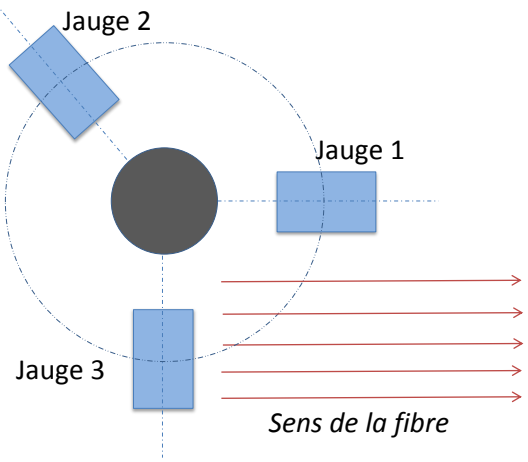


Fig. 2-6. Configuration de la rosette des jauges (cas 1)

En utilisant l'équation 2.33, on a :

$$\begin{cases} \varepsilon_1 = \varepsilon_{r/0^\circ} = AX + BYcos[2(0-\beta)] + CYsin[2(\beta-0)] \\ \varepsilon_2 = \varepsilon_{r/135^\circ} = AX + BYcos\left[2\left(\frac{3}{4}\pi-\beta\right)\right] + CYsin[2(\beta-\frac{3}{4}\pi)] \\ \varepsilon_3 = \varepsilon_{r/-90^\circ} = AX + BYcos\left[2\left(-\frac{1}{2}\pi-\beta\right)\right] + CYsin[2(\beta+\frac{1}{2}\pi)] \end{cases} \quad (2.34)$$

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

$$\begin{cases} \sigma_I = \frac{(Bsin\gamma-Ccos\gamma+A)\varepsilon_1+(Bcos\gamma+Csin\gamma-A)\varepsilon_2}{2A[B(sin\gamma+cos\gamma)+C(sin\gamma-cos\gamma)]} \\ \sigma_{II} = \frac{(Bsin\gamma-Ccos\gamma-A)\varepsilon_1+(Bcos\gamma+Csin\gamma+A)\varepsilon_2}{2A[B(sin\gamma+cos\gamma)+C(sin\gamma-cos\gamma)]} \\ tan\phi = -\frac{B(2\varepsilon_2-\varepsilon_1-\varepsilon_3)+C(\varepsilon_3-\varepsilon_1)}{C(2\varepsilon_2-\varepsilon_1-\varepsilon_3)-B(\varepsilon_3-\varepsilon_1)} \end{cases} \quad (2.35)$$

Avec $\phi = 2\beta$.

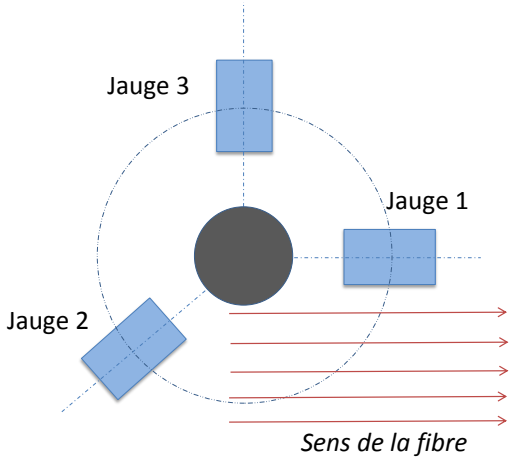


Fig. 2-7. Configuration de la rosette des jauges (cas 2)

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 :

$$\begin{cases} \varepsilon_1 = \varepsilon_{r/0^\circ} = AX + BYcos[2(0-\beta)] + CYsin[2(\beta-0)] \\ \varepsilon_2 = \varepsilon_{r/-135^\circ} = AX + BYcos\left[2\left(-\frac{3}{4}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta+\frac{3}{4}\pi)] \\ \varepsilon_3 = \varepsilon_{r/90^\circ} = AX + BYcos\left[2\left(\frac{1}{2}\pi - \beta\right)\right] + CYsin[2(\beta-\frac{1}{2}\pi)] \end{cases} \quad (2.36)$$

On obtient alors :

$$\begin{cases} \sigma_I = \frac{(Ccos\gamma+A-Bsin\gamma)\varepsilon_1+(Bcos\gamma+Csin\gamma-A)\varepsilon_2}{2A[B(cos\gamma-sin\gamma)+C(sin\gamma+cos\gamma)]} \\ \sigma_{II} = \frac{(Ccos\gamma-A-Bsin\gamma)\varepsilon_1+(Bcos\gamma+Csin\gamma+A)\varepsilon_2}{2A[B(cos\gamma-sin\gamma)+C(sin\gamma+cos\gamma)]} \\ tan\phi = -\frac{B(2\varepsilon_2-\varepsilon_1-\varepsilon_3)-C(\varepsilon_3-\varepsilon_1)}{C(2\varepsilon_2-\varepsilon_1-\varepsilon_3)+B(\varepsilon_3-\varepsilon_1)} \end{cases} \quad (2.37)$$

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 modèle 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 intérêt à déterminer les contraintes résiduelles 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 données de déformation mesurées à différentes profondeurs en utilisant la méthode du trou incrémental et l'influence de la variation de géométrie du trou sur les résultats est retenue. Cette méthode a été tout de suite appliquée aux métaux grenaillés et trempés. Inspiré par la même idée, Schajer (Schajer 1988a, b) a fait ses études sur ce problème et a proposé une méthode nommée « méthode intégrale ». Le principe de la méthode intégrale et de la méthode du trou incrémentale est identique, sauf que les formules précises sont sous différentes formes. Dans les composites stratifiés, les contraintes résiduelles 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

déterminer les contraintes résiduelles non-uniformes dans les matériaux isotropes est adaptée pour une application aux composites stratifiés croisés $[0_2/90_2]_S$ par Sicot et Gong (Sicot et al. 2003, 2004). À l'égard des relations entre les déformations autour du trou et les contraintes résiduelles au sein du stratifiés, ils ont choisi le modèle proposé par Bert (Bert and Thompson 1968) et Lake (Lake et al. 1970) afin de prendre en compte l'effet de l'orthotropie du matériau.

Dans notre étude, la formule proposée permet de déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés avec les propriétés anisotropiques, par exemple le stratifié $[0_2/\theta_2]_S$. En considérant leur distribution non-uniforme à travers l'épaisseur du stratifié, il nous faut donc adapter notre approche à la méthode du trou incrémental.

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 nécessite de prendre en considération la variation de déformation entraînée 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 provoquée par le perçage du $n^{ième}$ incrément.

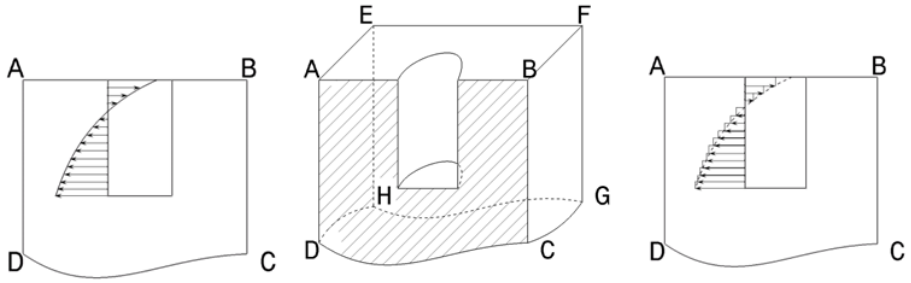


Fig. 2-8. Principe de la décomposition incrémentale des contraintes résiduelles

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 notées $\sigma_{Ihi}, \sigma_{IIhi}, \beta_i$. La déformation ($\varepsilon_{in}$) provoquée par la libération des contraintes résiduelles dans cette couche peut être donnée en s'adaptant au caractère incrémental :

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

Où :

$\boldsymbol{\sigma_{Ihi}}$ $\boldsymbol{\sigma_{IIhi}}$: Contraintes résiduelles principales dans la i^{ième} couche,

$\boldsymbol{\varepsilon_{in}}$: Contribution de la i^{ième} couche à la déformation totale après le n^{ième} incrément,

$\mathbf{A_{in}}$, $\mathbf{B_{in}}$, $\boldsymbol{C_{in}}$: Coefficients de calibration de i^{ième} couche correspondant au n^{ième} incrément,

$\boldsymbol{\beta_i}$: Angle entre la direction principale des contraintes résiduelles dans la i^{ième} couche et la direction $\vec{x}$ supposée,

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

Si l'on se concentre sur la n^{ième} 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 :

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

Où :

$\boldsymbol{\sigma_{Ihn}}$ $\boldsymbol{\sigma_{IIhn}}$: Contraintes résiduelles principales dans la n^{ième} couche,

$\boldsymbol{\varepsilon^1_{nn}}, \boldsymbol{\varepsilon^2_{nn}}, \boldsymbol{\varepsilon^3_{nn}}$: Contribution de la n^{ième} couche à la déformation totale après le n^{ième} incrément dans les jauges 1, 2 et 3,

$\boldsymbol{A_{nn}}$, $\boldsymbol{B_{nn}}$, $\boldsymbol{C_{nn}}$: Coefficients de calibration de n^{ième} couche correspondant au n^{ième} incrément,

$\boldsymbol{\beta_n}$: Angle entre la direction principale des contraintes résiduelles dans la n^{ième} couche et la direction $\vec{x}$ supposée,

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

En effet, chaque couche précédemment enlevée affecte la déformation totale mesurée en surface et donc, le changement de géométrie du trou doit être pris en compte. Selon les publications précédentes (Sicot et al. 2003; Niku-Lari et al. 1985), le principe de superposition permet de déterminer la déformation exclusivement due à la suppression de la dernière couche :

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

Où

$\boldsymbol{\varepsilon_{tn}}$: Déformation mesurée en surface après du $n^{ième}$ incrément,

Si l'on a regardé bien la formule au-dessus, il apparaît que pour chaque incrément la déformation provoquée par les contraintes résiduelles à la $n^{ième}$ couche est la différence entre la déformation totale mesurée en surface et les déformations provoquées par les contraintes résiduelles dans les couches précédentes, en tenant compte du changement de géométrie 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 résiduelles. 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.

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

(2.41)

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

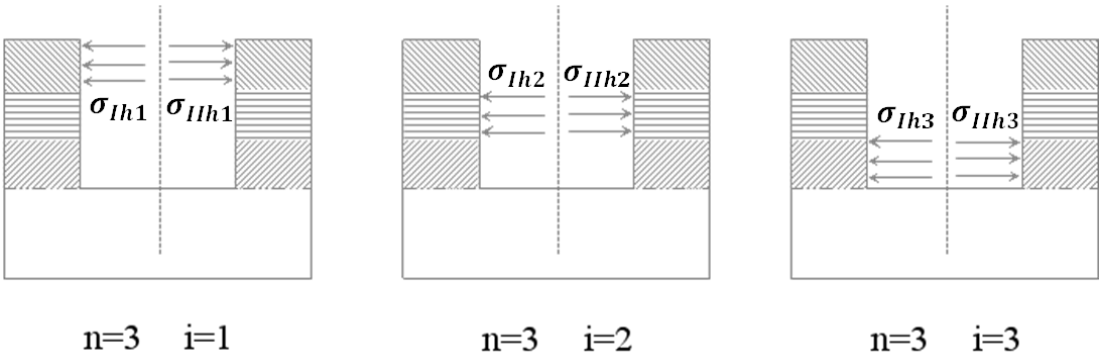


Fig. 2-9. Démonstration de l'idée du concept d'incrément

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 :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11}^1 = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^1 - \beta_1)] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})\sin[2(\beta_1 - \theta^1)] \\ \varepsilon_{11}^2 = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^2 - \beta_1)] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})\sin[2(\beta_1 - \theta^2)] \\ \varepsilon_{11}^3 = A_{11}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})cos[2(\theta^3 - \beta_1)] + C_{11}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})\sin[2(\beta_1 - \theta^3)] \end{cases}$$

(2.42)

Dans ce cas, on possède déjà les informations concernant les couches précédentes. Cela signifie que les contraintes résiduelles dans la première couche $(\sigma_{Ih1}, \sigma_{IIh1}, \beta_1)$ et dans la seconde $(\sigma_{Ih2}, \sigma_{IIh2}, \beta_2)$ sont déterminées en utilisant les deux premiers incréments. En adaptant l'équation 2.38, on a :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{13}^1 &= A_{13}(\sigma_{Ih1} + \sigma_{IIh1}) + B_{13}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})\cos[2(\theta^1 - \beta_1)] \\ &\quad + C_{13}(\sigma_{Ih1} - \sigma_{IIh1})\sin[2(\beta_1 - \theta^1)] \\ \varepsilon_{23}^1 &= A_{23}(\sigma_{Ih2} + \sigma_{IIh2}) + B_{23}(\sigma_{Ih2} - \sigma_{IIh2})cos[2(\theta^1 - \beta_2)] \\ &\quad + C_{23}(\sigma_{Ih2} - \sigma_{IIh2})sin[2(\beta_2 - \theta^1)] \\ \varepsilon_{33}^1 &= A_{33}(\sigma_{Ih3} + \sigma_{IIh3}) + B_{33}(\sigma_{Ih3} - \sigma_{IIh3})\cos[2(\theta^1 - \beta_3)] \\ &\quad + C_{33}(\sigma_{Ih3} - \sigma_{IIh3})\sin[2(\beta_3 - \theta^1)] \end{aligned}$$

(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 :

$$\varepsilon_{33}^1 = \varepsilon_{t3}^1 - \sum_{i=1}^{2} \varepsilon_{i3}^1 = \varepsilon_{t3}^1 - \varepsilon_{13}^1 - \varepsilon_{23}^1 \quad (2.44)$$

En utilisant la même démarche, on peut obtenir les déformations en surface causées par les contraintes résiduelles à la n^{ième} 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 déterminées et on obtient alors :

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

(2.45)

Avec $\phi_3 = 2\beta_3$.

Cette nouvelle approche proposée convient à notre application, permettant d'associer le champ des déformations sur la surface et les contraintes internes dans les stratifiés suivant tout angle quelconque. En considérant les contraintes non-uniformes suivant l'épaisseur, la méthode du trou incrémental est adaptée à notre approche.

2.5 Détermination des coefficients de calibration

Après avoir établi la relation contraintes-déformations, les problèmes qu'il nous reste à résoudre sont donc de déterminer des coefficients de calibration (A_{in}, B_{in}, C_{in}) et de mesurer les déformations en surface. Dans cette partie, des outils numériques via la méthode des éléments finis sont développés pour déterminer ces coefficients de calibration.

La méthode pour calculer ces coefficients avait consisté 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 données 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 procédure expérimentale.

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 simulée et enfin de calculer les coefficients par l'intermédiaire des équations convenables. Selon cela, nous développons un outil informatique basé 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 stratifié et les constantes d'élasticité des matériaux, etc.

Dans un premier temps, on a établi le diagramme (Fig. 2-10) présentant les flux de données dans notre outil numérique et avec cela, le modèle est créé et les coefficients de calibration sont ainsi calculés.

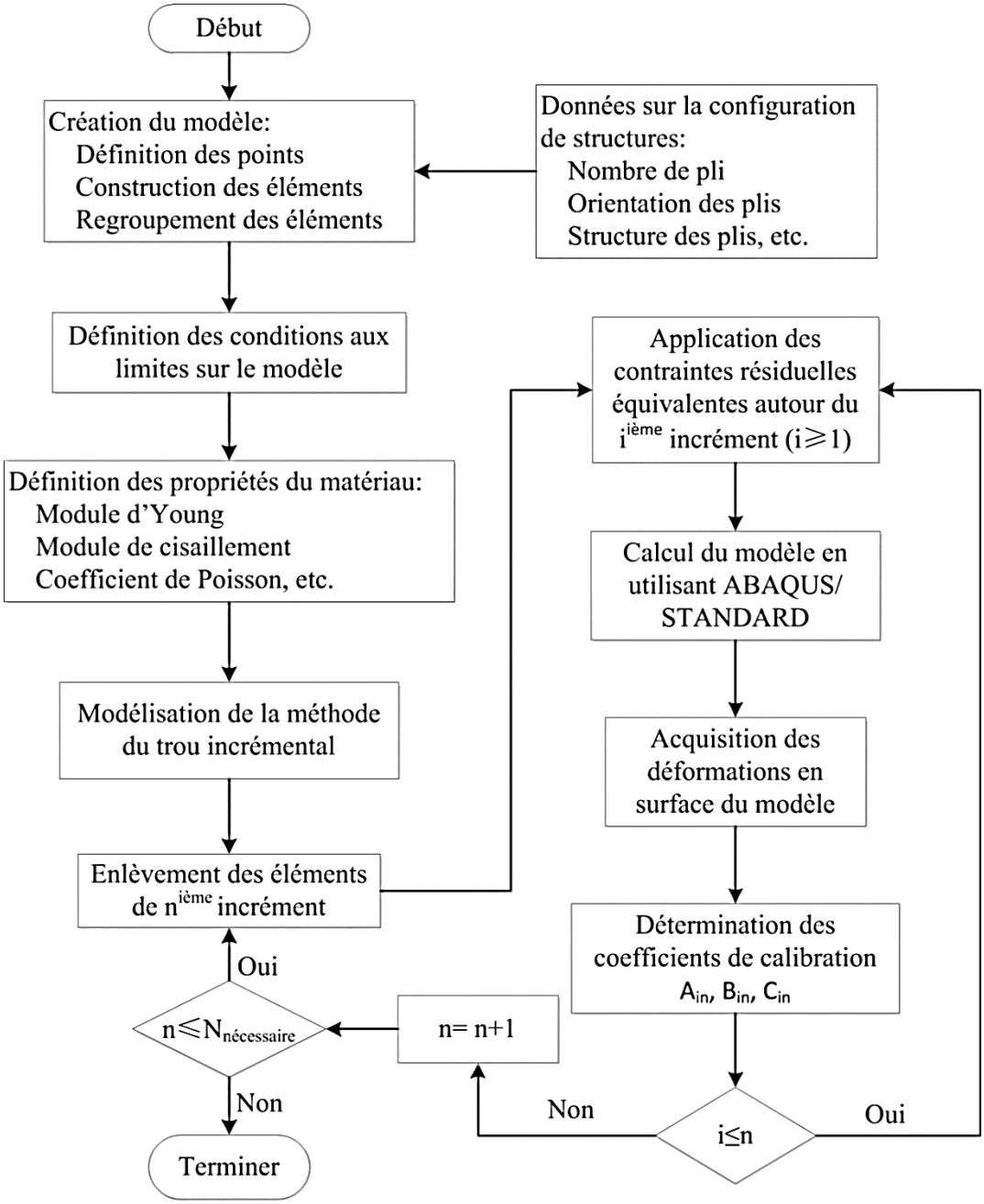


Fig. 2-10. Flux de données dans l'outil numérique développé dans le cas d'un trou avec N incréments nécessaires

Un modèle basé 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 données sont les constantes des matériaux (module d'Young, module de cisaillement, etc.), les paramètres qui représentent la structure des stratifiés (nombre de plis, orientation des plis, épaisseurs des plis, etc.) et la configuration des jauges (leurs positions et paramètres géométriques, etc.). Dans notre modèle, 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 utilisés. 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 modèle que l'on établit.

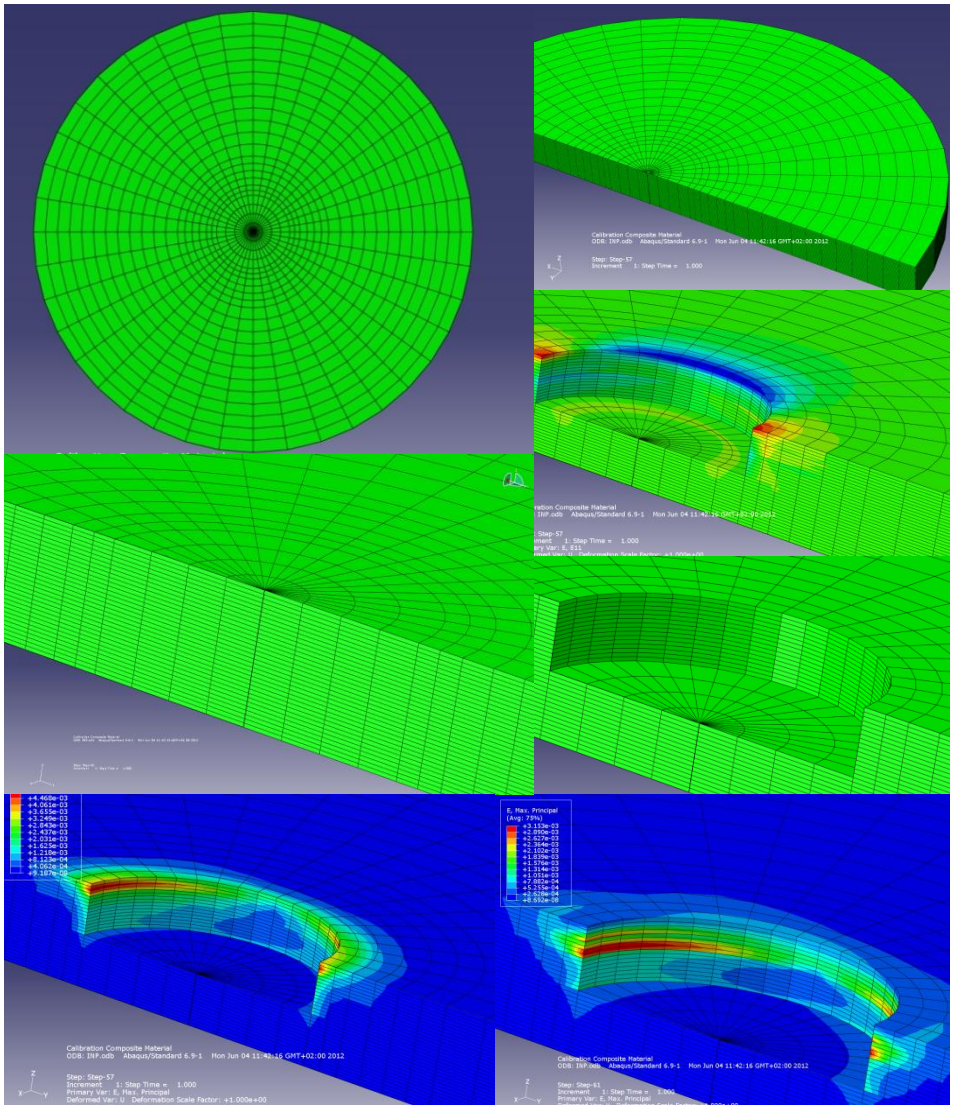


Fig. 2-11. Modèle utilisé pour la simulation numérique

Afin de mieux comprendre le processus, on explique le principe de calibration et les charges appliquées 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 libération des contraintes résiduelles dans la i ième couche sur la déformation en surface est identique à celui des chargements cylindriques (σ_{rhi}, $\sigma_{r\theta hi}$) représentant les liens entre la couche enlevée et la partie restante du modèle. Il faut bien noter que les chargements cylindriques doivent être dans le sens opposé à celui des contraintes résiduelles supposées.

Afin de déterminer 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 modèle. Dans ce cas avec la simulation numérique, 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 latérale de la i ième couche, comme montré en figure 2-12(a). En appliquant cet état de contraintes résiduelles, l'équation 2.38 donne :

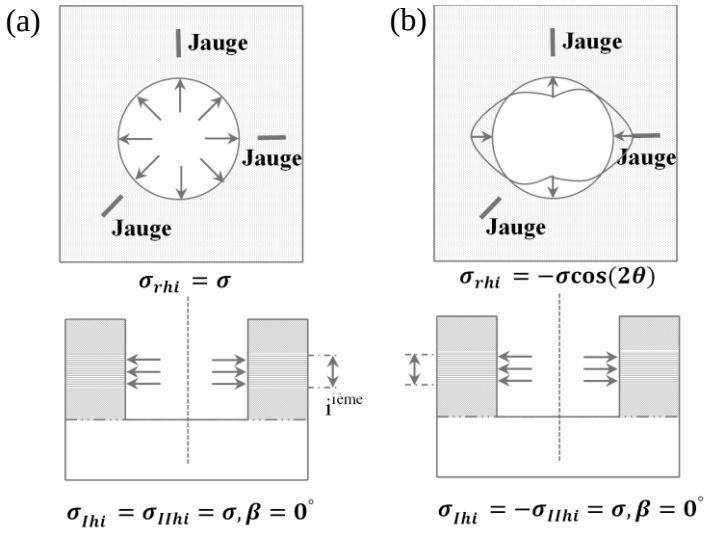


Fig. 2-12. Deux types de sollicitation appliquée pendant la détermination des coefficients de calibration

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

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 $\varepsilon_{in}(\theta = 0°)$, B_{in} est déterminé comme suivant:

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

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

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

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. Parallèlement, 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 r et θ indiquent la position du déplacement pris dans le modèle, comme indiqué en figure 2-13.

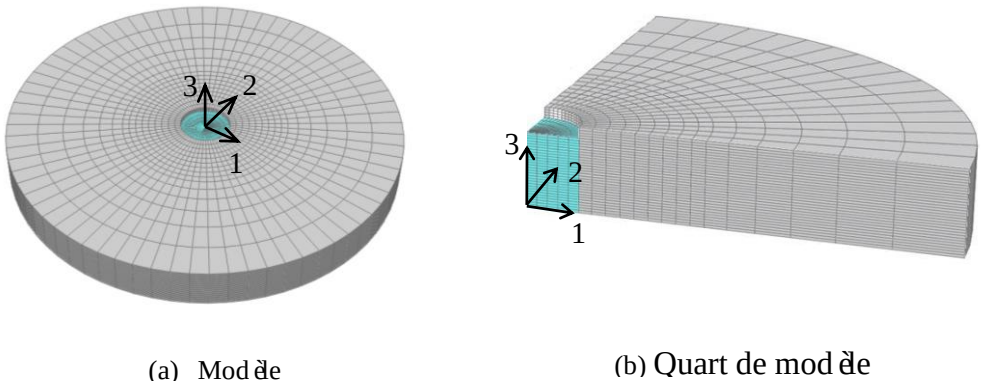
À partir des informations obtenues dans la simulation, la déformation mesurée à la position de jauge peut être calculée par :

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

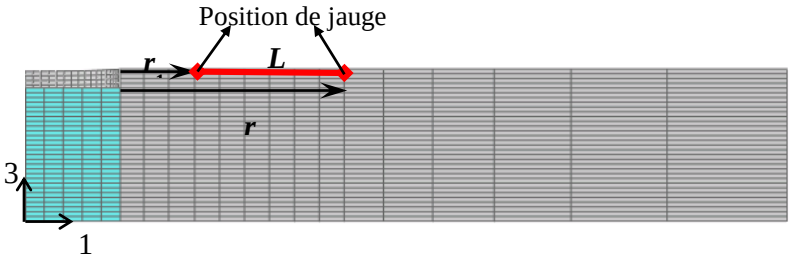
Où :

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

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



(a) Modèle (b) Quart de modèle



(c) Plan 1-3

Fig. 2-13. Calcul de déformation à la position de la jauge dans la simulation numérique

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

Tab. 2-1. Détermination des coefficients de calibration

	Cas I	**Cas II**
Contraintes résiduelles supposées	$\sigma_{Ihi} = \sigma_{IIhi} = \sigma$ $\beta_i = 0^\circ$	$\sigma_{Ihi} = -\sigma_{IIhi} = \sigma$ $\beta_i = 0^\circ$
Coefficient de calibration	$A_{in} = \dfrac{U_{in}(r_2,\ 0) - U_{in}(r_1,\ 0)}{2\sigma L}$	$B_{in} = \dfrac{U_{in}(r_2,\ 0) - U_{in}(r_1,\ 0)}{2\sigma L}$ $C_{in} = -\dfrac{U_{in}(r_2,\ \pi/4) - U_{in}(r_1,\ \pi/4)}{2\sigma L}$

Tous les coefficients de calibration sont donc déterminés 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 détermination que les coefficients de calibration dépendent des paramètres du perçage, de la géométrie du trou, de la longueur de jauge, de la position des jauges collées et aussi des propriétés du matériau. En conséquence, chaque fois que les paramètres expérimentaux sont modifiés, le modèle de calibration doit être modifié de manière à générer les coefficients de calibration correspondants.

2.6 Réalisation du perçage du trou incrémental

La distribution des contraintes résiduelles dans les stratifiés croisés $[0_n/90_n]_S$ a déjà été déterminée par la méthode du trou incrémental dans les études précédentes (Sicot et al. 2003). Pour les stratifiés $[0_n/\theta_n]_S$, représentant un cas beaucoup plus général d'orientation des plis ($0 \leq \theta \leq 90$), les contraintes résiduelles n'ont pas encore été déterminées à cause d'un manque dans la théorie. Dans la première partie de ce chapitre, nous avons développé une nouvelle approche permettant de répondre à ce problème, ce qui nous a donné la possibilité de découvrir la relation entre l'orientation des plis et les contraintes résiduelles dans les composites stratifiés. Dans cette partie, comme première étape, nous travaillerons essentiellement sur les matériaux CFRP (plastique à renfort de fibres de carbone) et nous nous concentrerons sur des empilements de huit plis symétriques de type $[0_2/\theta_2]_S$.

2.6.1. Fabrication des pièces

Le matériau utilisé pour la réalisation des pièces est un tissu unidirectionnel préimprégné 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 :

Tab. 2-2. Temps de cuisson à différentes températures

Température de cuisson	Temps de cuisson
85°C	12-16h
95°C	6h
110°C	4h
120°C	1h
130°C	45min
140°C	30min
150°C	10min

Les caractéristiques du tissu unidirectionnel préimprégné sont présentées dans le tableau 2-3. On voit que l'épaisseur d'un pli polymérisé est de 0,200 mm. Cinq types d'empilement de stratifiés ($[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0°, 30°, 45°, 60°, 90°) sont fabriqués par moulage à la main (*hand lay-up*). L'épaisseur totale de la pièce fabriquée est donc idéalement de 1,600 mm. Dans le cadre de la méthode du trou incrémental, l'épaisseur du stratifié est particulièrement importante. Afin de vérifier celle-ci, on a mesuré 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 :

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

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 polymérisée 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 utilisée) nous permet d'obtenir des pièces de bonne qualité.

Tab. 2-3. Caractéristiques du tissu unidirectionnel préimprégné

Préimprégné		**Renfort**	
Masse nominale	*320 g/m²*	Masse nominale	*200 g/m²*
Volume nominal fibre	*55%*	Structure	*Unidirectionnel*
Densité résine	*1,20 g/cm²*	Densité fibre	*1,80 g/cm²*
Epaisseur par pli polymérisé	*0,200mm*	Fibre	*Carbone HR 12000*

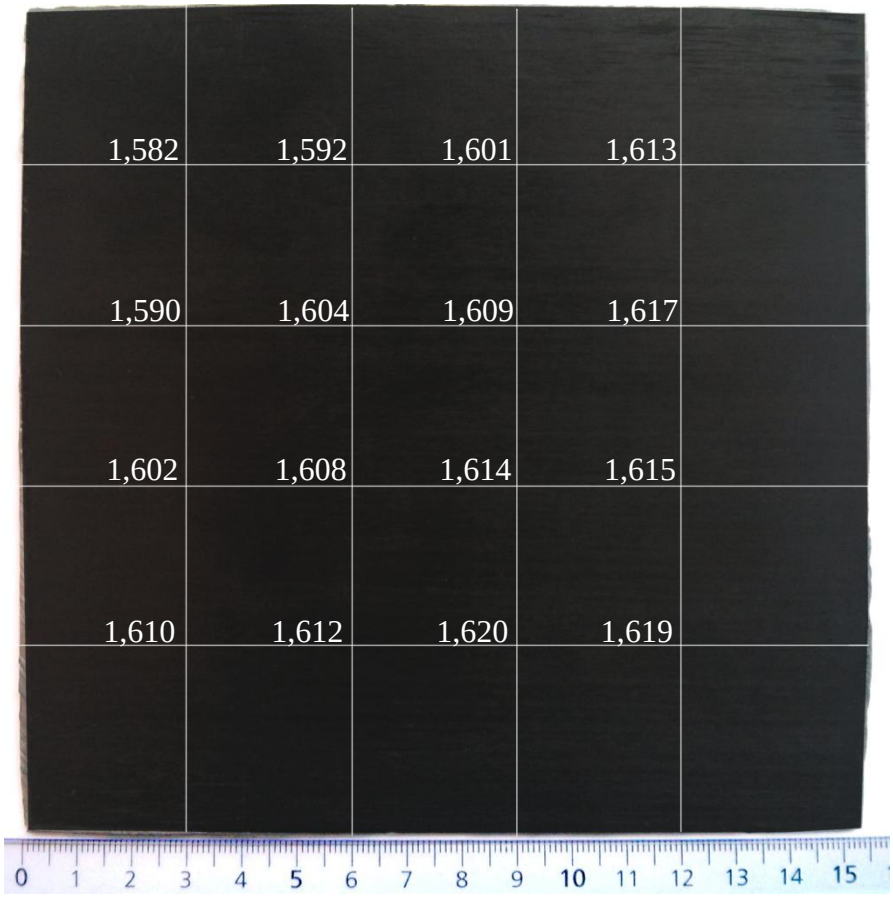


Fig. 2-14. Epaisseur de la plaque frabriquée avec le cycle de cuisson normal

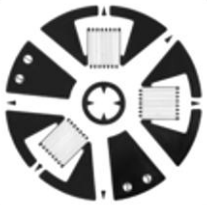
2.6.2. Dispositif et paramètres du perçage

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 pièce. 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 études réalisées par Sicot (Sicot 2003), les paramètres des jauges ont une influence significative sur la sensibilité de mesure. Il a trouvé que la position relative des jauges et du trou est un élément fondamental dans la mise en œuvre de la méthode. Pour obtenir des résultats 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 déformations en surface puisse être correctement détectée durant tout le perçage. Enfin, la géométrie 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 commercialisées. Le produit proposé exclusivement pour la détermination des contraintes résiduelles fourni par la société Vishay Precison Group Micro-Measurement®'EA-06-062RE-120' peut répondre à notre besoin. Les paramètres de cette rosette des jauges sont donnés dans le tableau 2-4. Il faut préciser que ces paramètres sont nécessaires au processus de détermination des coefficients de calibration.

Tab. 2-4. Paramètres de jauge utilisée

Désignation		**Dimensions (mm)**			
EA-06-062-RE-120		Longueur de jauge	Diamètre de la ligne centrale de jauge	Diamètre du trou	
				Min	Max
		1,57	**5,13**	**1,5**	**2,0**

La surface du matériau est nettoyée avant de procéder au collage, puis on place la rosette sur laquelle on a placé 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 entraîner une erreur sur les profondeurs réelles du perçage. Il est important que les 3 jauges (rosette) soient orientées dans les 3 directions précises définies en amont, un léger désalignement de la rosette pouvant mener à une légère surestimation ou sous-estimation des déformations. Il faut ensuite relier les jauges au dispositif d'acquisition, lui-même relié à un ordinateur. Pour cela, on soude les câbles 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 perçage

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 délaminage 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 coupées, 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.

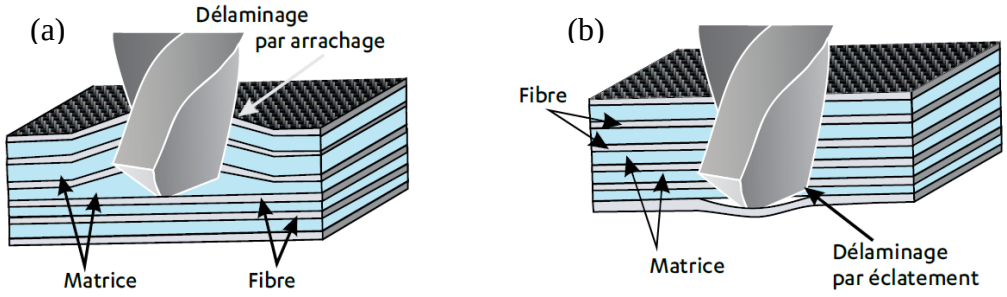


Fig. 2-15. Deux types de délaminage à cause de perçage : (a) Délaminage par arrachage ; (b) Délaminage par éclatement

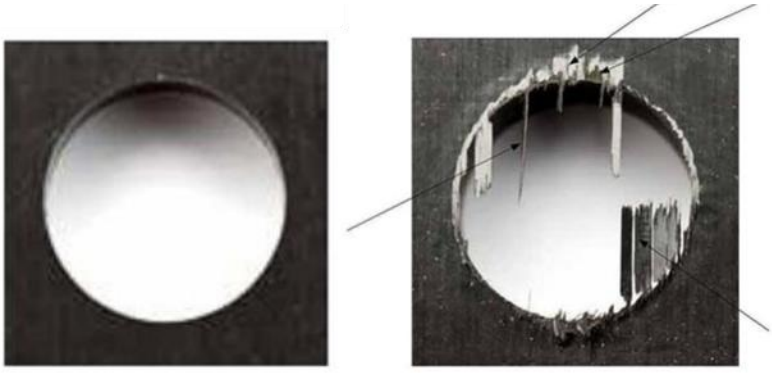


Fig. 2-16. Exemple de comparaison de qualité du trou percé

Le dispositif de perçage est composé d'une perceuse de précision montée sur un dispositif de déplacement micrométrique. 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 réalité. 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 µm. Il faut alors placer

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

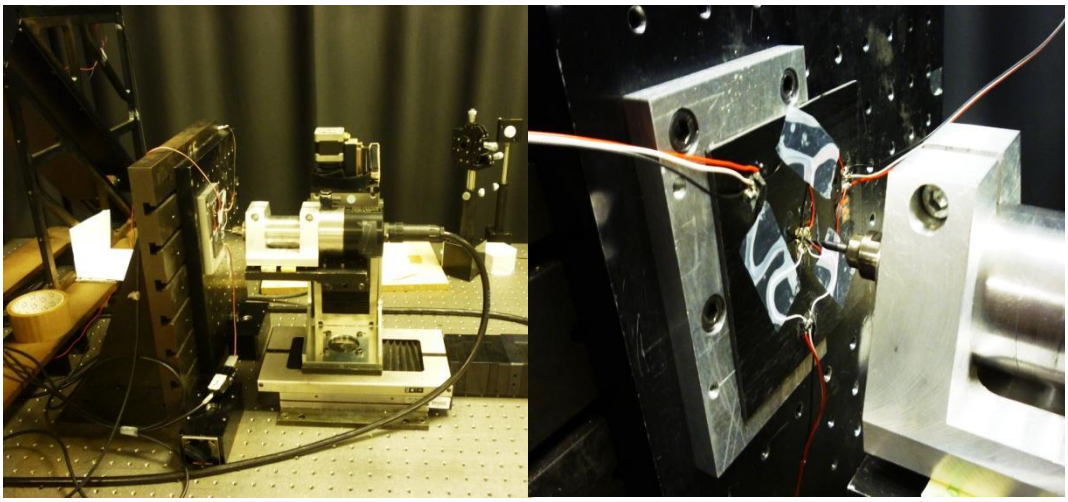


Fig. 2-17. Photographies du dispositif de perçage

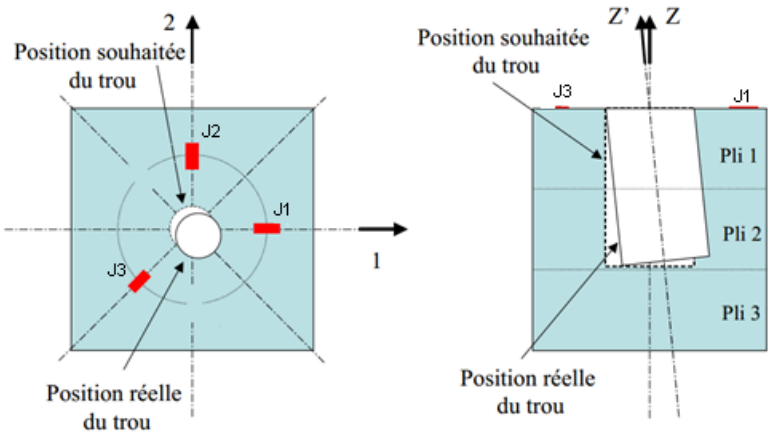


Fig. 2-18. Illustration des deux types de défaut

Lors du perçage, on doit faire attention à deux erreurs principales : le décentrage du trou par rapport aux jauges et le non-respect de la perpendicularité vis-à-vis de la surface de la pièce, comme montré en figure 2-18. Ces deux types d'erreurs ont été étudiés 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 positionnée, cette lunette est remplacée par la perceuse dont l'axe de rotation coïncide avec celui du viseur. La figure 2-19 illustre le système du centrage de foret.

Après cette étape, on est prêt à percer le trou. Il faut d'abord positionner la référence (ou point « zéro ») au niveau de la surface du composite. On réalise alors un début de perçage afin d'éliminer la colle et le morceau de rosette faisant barrière. Ainsi, on peut définir le point à partir duquel seront réalisés les perçages.

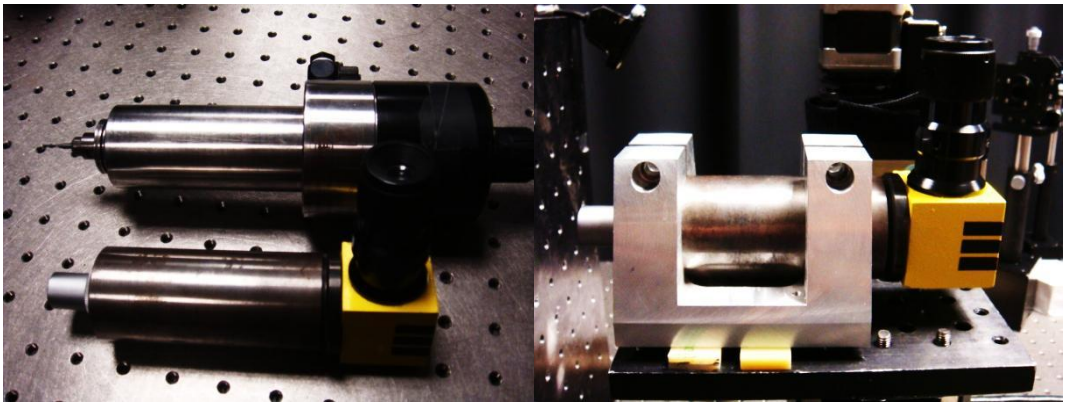


Fig. 2-19. Système du centrage de foret

Profondeur d'incrément

Dans le cadre de la méthode du trou incrémental, la précision et la stabilité de celle-ci dépendent du nombre d'incréments et de la profondeur d'incrément. Comme elle consiste à approcher la distribution réelle par une distribution « par paliers » dans les incréments, il est évident que la distribution des contraintes résiduelles 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 infligés au matériau et donc à une inexactitude sur la détermination des contraintes. En 2004, Sicot et ses collègues (Sicot et al. 2004) ont étudié 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 présenté 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.

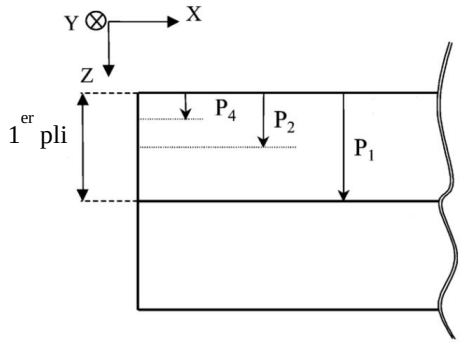


Fig. 2-20. Illustration des nombreux d'incrément par pli (Sicot et al. 2004)

Paramètres du perçage

Le perçage du trou est souvent accompagné de l'endommagement localisé en surface et sur la paroi du trou et en sortie de trou (Chen 1997). Le choix des paramètres de perçage 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 méthode du trou incrémental, qui ne prend pas en compte l'endommagement après perçage. Plusieurs travaux (Khashaba 2013; Durão et al. 2006) ont montré que cet endommagement est fortement influencé 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 démarrer la mesure des déformations avec la rosette des jauges, nous avons réalisé plusieurs tests de perçage afin d'en déterminer les paramètres idéaux. Dans notre étude, la vitesse d'avance varie de 5 à 40 µm/s (5, 10, 20, 40 µm/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 précédents (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 capacités 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 $[0_2/90_2]$. 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 dédaminage F_d proposé dans les travaux précédents a été utilisé afin de

quantifier le niveau d'endommagement causé par le perçage. Ce paramètre F_d est défini comme le rapport de deux diamètres et est donné par l'équation 2.52. Le diamètre D_{max} représente le diamètre maximal de la partie endommagée et D est le diamètre souhaité du trou. La figure 2-21(a) permet de mieux comprendre ces deux zones. Le diamètre maximal est mesuré à l'aide du microscope optique Keyence® VHX-5000. À l'aide du logiciel fourni par le fabriquant du microscope, le diamètre maximum peut être immédiatement détecté, comme indiqué en figure 2-21(b).

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

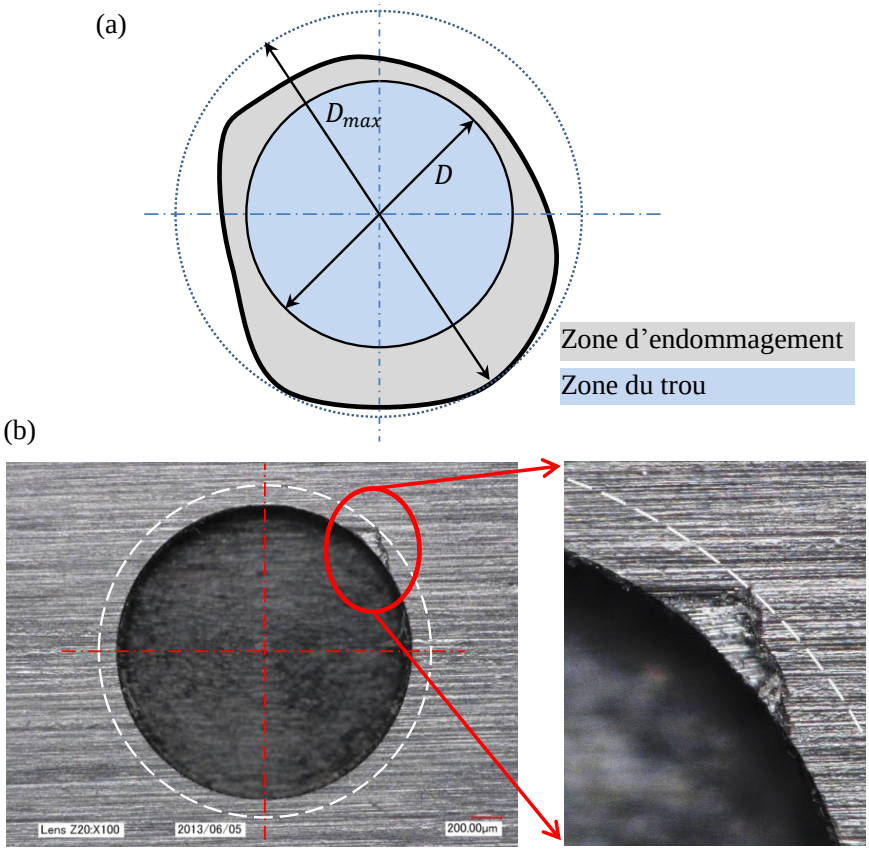


Fig. 2-21. Définition du facteur de délaminage F_d

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 ν 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.

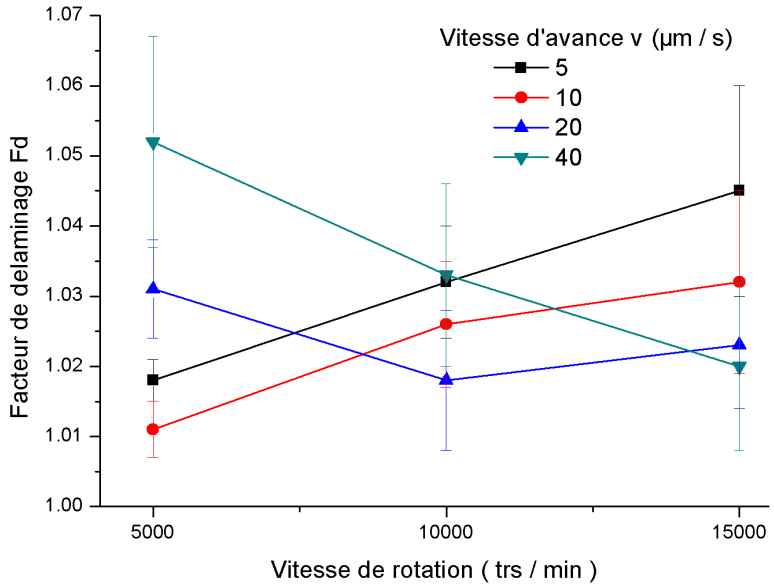


Fig. 2-22. Facteur de délaminage F_d en fonction des paramètres de perçage

Il apparaît que le rapport f = ν/ω (µm/tr) joue un rôle plus important que les paramètres ω et ν seuls. À partir des paramètres 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 ν et la vitesse de rotation ω.

Tab. 2-5. Série du rapport f (µm / tr)

Vitesse de rotation ω (trs / min)	Vitesse d'avance ν (µm/s)			
	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

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 ω = 5000 trs/min et v = 10 µm/s. On voit que dans le cas où f = 0,016 (ω = 10000 r/min et v = 40 µm/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 qualité avec ces paramètres, mais les résultats ne sont pas assez stables. Nous choisissons alors nos paramètres finaux en nous aidant de cette courbe, dans le but de quantifier le niveau d'endommagement du trou percé de manière incrémentale.

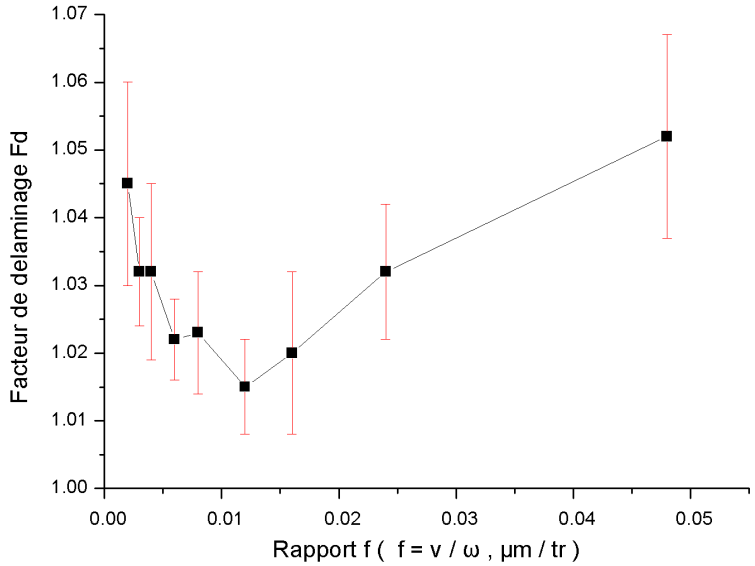


Fig. 2-23. Facteur de délaminage F_d en fonction du rapport f

Après le perçage avec les paramètres choisis, la vérification de la qualité du trou et de la précision d'incrément à l'aide d'observation optique a été effectuée. La figure 2-24 présente un exemple. Premièrement, la qualité 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 perçage incrémental.

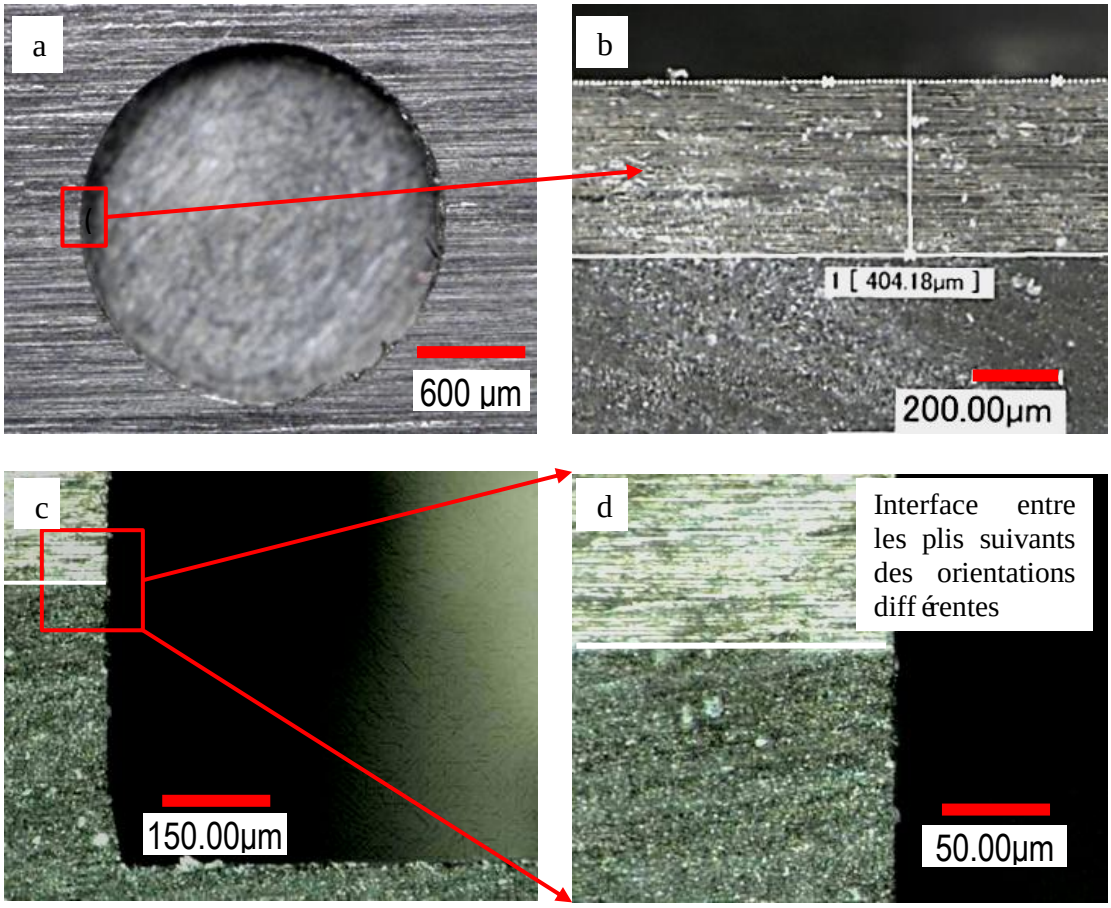


Fig. 2-24. Qualité du trou avec des paramètres du perçage choisis: (a) vue globale ; (b) surface latérale du trou ; (c) section du trou ; (d) interface entre les plis

2.6.3. Réalisation du trou incrémental et des mesures

Les essais de la méthode du trou incrémental ont été réalisés sur les empilements $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 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 été réalisés 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 à mi-épaisseur de la plaque.

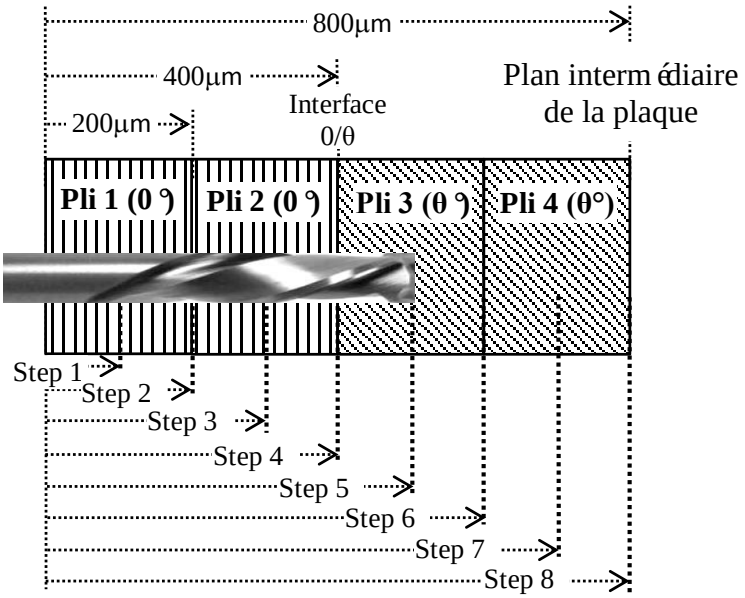


Fig. 2-25. Processus expérimental de la méthode du trou incrémental

La rosette des jauges est collée sur la surface de la pièce. La jauge G1 est parallèle à la direction 0 °du stratifié et G3 est perpendiculaire à G1. La figure 2-26 présente les postions des jauges par rapport à la direction 0 °du stratifié.

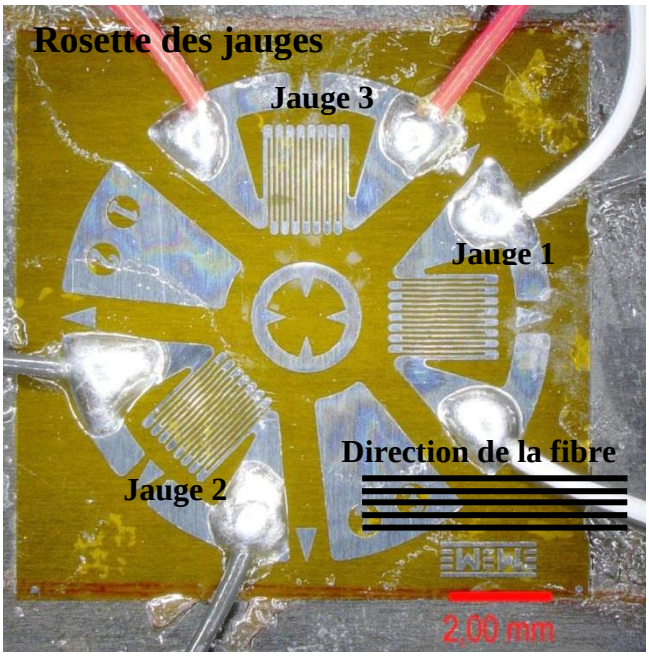


Fig. 2-26. Rosette des jauges collées sur l'épouvette

2.6.4. Déformations autour du trou

Résultats de déformations pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$

Les déformations induites par la relaxation des contraintes résiduelles sont mesurées par les jauges autour du trou percé. Dans un premier temps, la méthode 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 µm, cela correspond à l'interface entre les plis 0° et 90°. Au-delà 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 orientés et décroît ensuite avec une faible pente, cependant la valeur de déformation reste toujours négative. D'un point de vue quantitatif, on a trouvé que les valeurs des déformations mesurées 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 négatives. On constate aussi que les déformations sont assez stables avec très peu de variations, ce qui signifie que la méthode utilisée est assez fiable au niveau de la mesure des déformations.

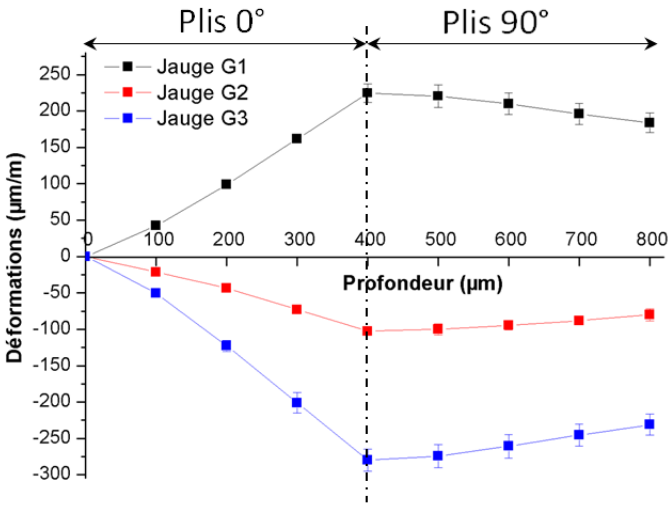


Fig. 2-27. Déformations mesurées par la rosette des jauges pour $[0_2/90_2]_S$

Résultats de déformations pour le stratifié $[0_2/\theta_2]_S$

Nous avons ensuite réalisé les perçages sur les empilements $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0 °, 30 °, 45 °, 60 °). Les déformations mesurées à chaque incrément de perçage pour chacune des trois jauges sont résumées dans les figures 2-28, 2-29 et 2-30. À partir des résultats obtenus, quatre points importants peuvent être mis en avant :

1) Les tendances des courbes de déformations pour tous les stratifiés sont identiques. Les déformations mesurées par la jauge G1 augmentent jusqu'à l'interface 0°/θ° (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 décroissance diminue en variant θ de 90 ° à 0 °. Des conclusions similaires sont tirées des résultats de G2 et G3.

2) Les valeurs de déformations mesurées par les trois jauges diminuent pour θ allant de 90 ° à 0 °. Pour les cinq stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, les déformations entraînées par le perçage du trou sont maximales pour le croisé $[0_2/90_2]_S$. Ces résultats nous font penser que le type d'empilement a une influence sur les contraintes résiduelles déterminées.

3) Les valeurs de G1 et G3 sont régulières, contrairement aux résultats de G2 qui sont plus variables. De plus, nous remarquons que l'écart type pour les trois déformations devient de plus en plus grand surtout pour les plis à θ °. La source des erreurs se situe dans les pièces elles-mêmes : 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 stratifiés ; 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 entraîner 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 apparaît 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 tirée sur ce phénomène. Pourtant, pour les déformations, la présence d'interface joue un rôle important sur la déformation entraînée par la relaxation des contraintes résiduelles.

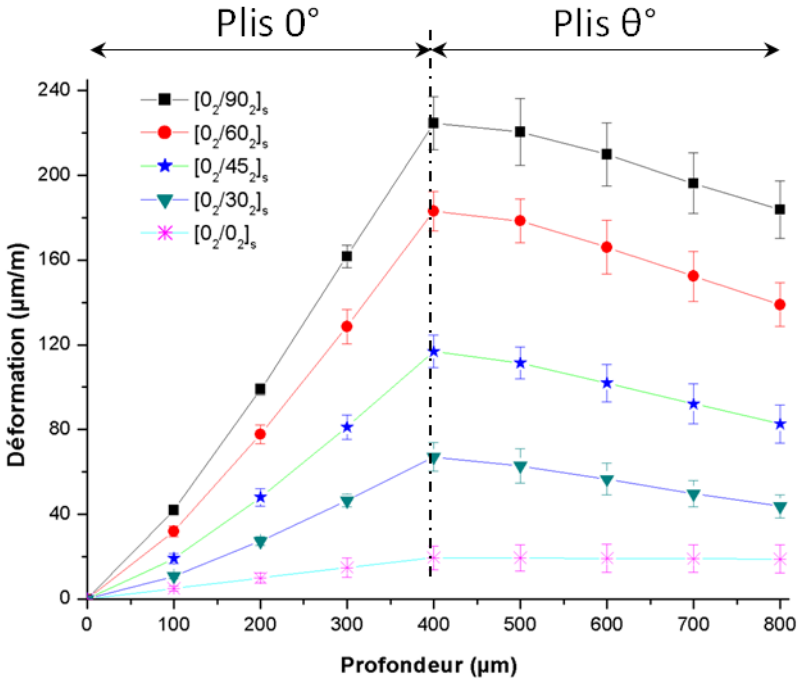


Fig. 2-28. Déformations (G1) en fonction de la profondeur

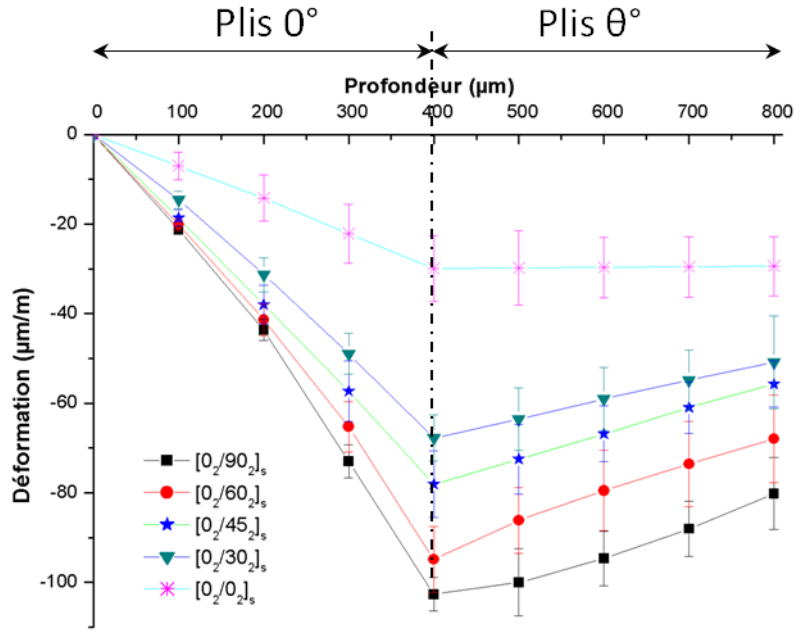


Fig. 2-29. Déformations (G2) en fonction de la profondeur

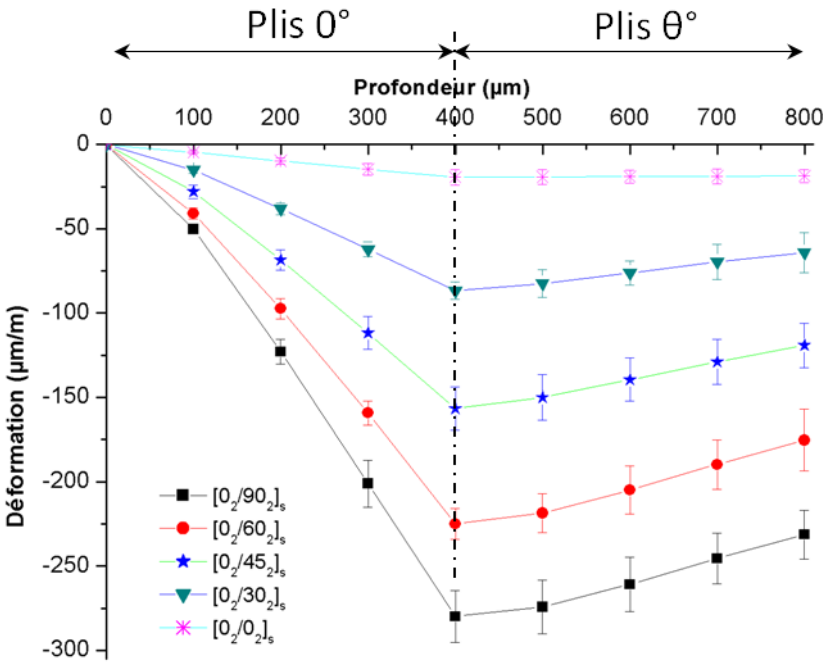


Fig. 2-30. Déformations (G3) en fonction de la profondeur

La méthode du trou incrémental permet dans chacun des cas d'obtenir les valeurs de déformations menées par la relaxation des contraintes résiduelles. Les résultats stables prouvent la fiabilité de cette méthode en termes de collecte des mesures de déformations autour du trou. Cependant, il est difficile de prévoir les contraintes résiduelles en se basant seulement sur les déformations car le calcul des contraintes résiduelles dans certains incréments dépend d'une part des trois déformations mesurées et, d'autre part, des contraintes résiduelles dans les incréments précédents. Les déformations mesurées par les jauges nous donnent un résultat cumulatif des effets de chaque incrément percé. En tout cas, les déformations fiables permettent d'assurer la précision de détermination des contraintes résiduelles.

2.7 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

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. Résultats de contraintes résiduelles pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$

Dans un premier temps, les résultats pour les stratifiés croisés $[0_2/90_2]_S$ sont présentés en figure 2-31, sur laquelle nous présentons la valeur moyenne des cinq mesures ainsi que les écart-types correspondants. Avant de découvrir les résultats obtenus, il faut noter que la direction principale des contraintes résiduelles dans ce type de stratifié est théoriquement la direction de fibre 0 °, ce qui est confirmé expérimentalement (voir chapitre 2.7.2). Plusieurs informations intéressantes sont à remarquer au sujet des résultats obtenus :

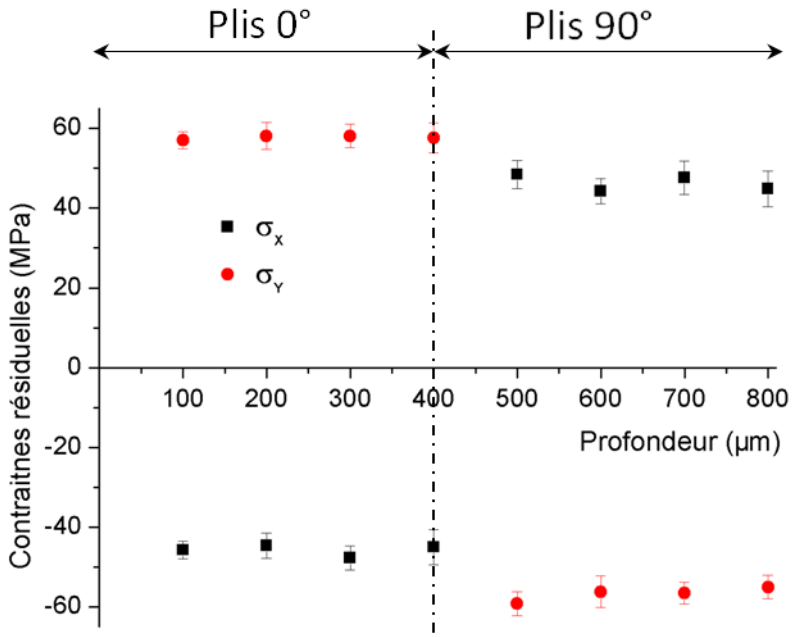


Fig. 2-31. Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$

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

2) Pour la contrainte σ_X (symbole carré), la valeur négative est presque identique jusqu'à 400 µm, ce qui correspond à l'interface 0°/90°. Au-delà de cette profondeur, un changement brusque se présente et les contraintes résiduelles basculent vers une autre valeur positive stable. On constate quasiment le même phénomène pour la contrainte σ_Y (symbole rond). Il est à conclure que les contraintes résiduelles dans les plis de même orientation restent invariables, ce qui est en accord avec les calculs théoriques (voir chapitre 3.2.3).

3) Pour la contrainte σ_X, les valeurs négatives dans les plis 0 ° indiquent que le matériau 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 résultats 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 précises, la plaque est à l'équilibre en termes de contraintes résiduelles.

5) Les contraintes résiduelles dans les stratifiés croisés ont été étudiées soit par des moyens expérimentaux (Ersoy and Vardar 2000; Sicot et al. 2003), soit par simulation numérique (Sicot et al. 2000; Tarsha-Kurdi et al. 2003; Lawrence et al. 1990). La figure 2-32 nous donne les résultats des contraintes résiduelles déterminées pour le stratifié $[0_{10}/90_{10}]_S$ 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 présenté la comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats numériques qui ont utilisé le modèle cinétique visco-élastique développé 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 résultats de contrainte résiduelle σ_{XX} ont été obtenus par modélisation thermo-visco-élastique (Fig. 2-34) pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$. On observe sur ces figures que les résultats pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$ sont extrêmement 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 ~ 80MPa. Ces différences viennent probablement du matériau utilisé, du cycle de cuisson, etc.

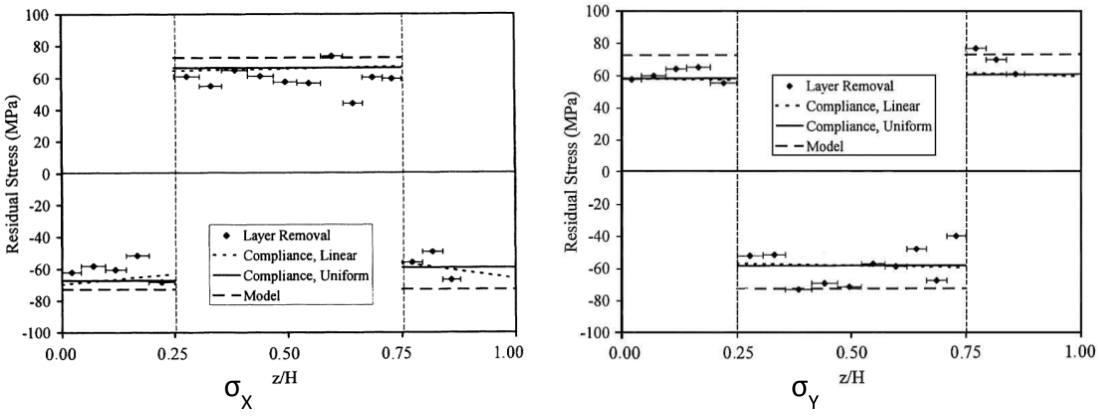


Fig. 2-32. Contraintes résiduelles pour le stratifié $[0_{10}/90_{10}]_S$ (Ersoy and Vardar 2000)

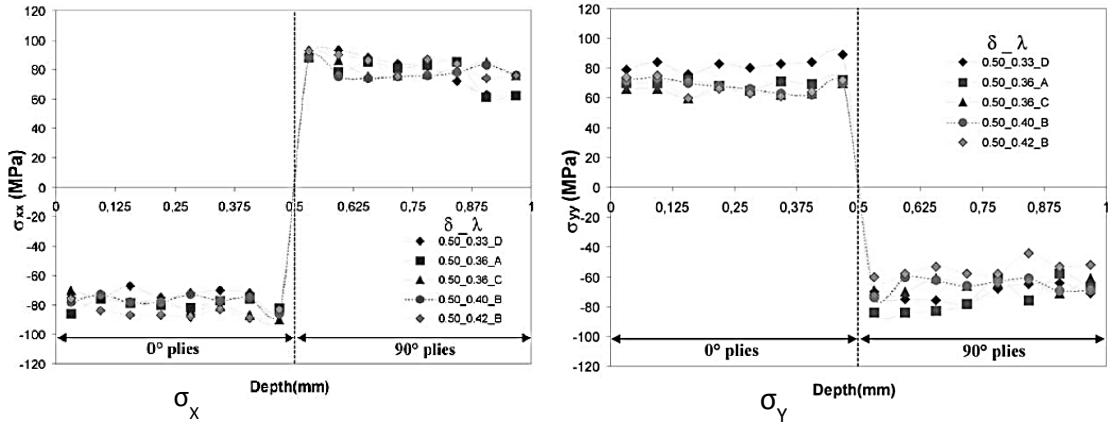


Fig. 2-33. Contraintes résiduelles pour le stratifié $[0_4/90_4]_S$ (Sicot et al. 2004)

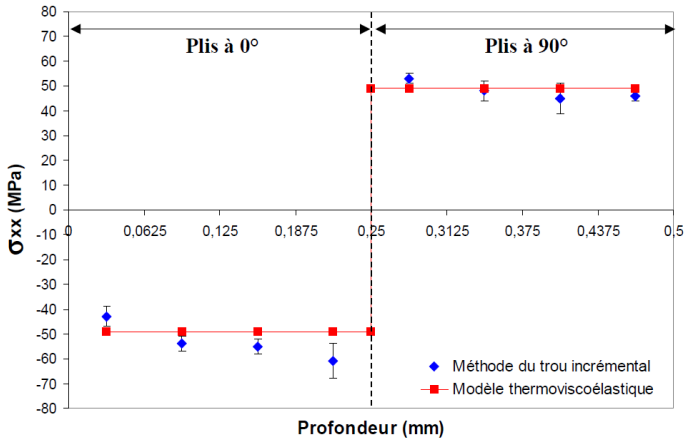


Fig. 2-34. Comparaison entre la détermination expérimentale et numérique de contrainte résiduelle pour le stratifiés $[0_2/90_2]_S$ (Sicot 2003; Tarsha-Kurdi et al. 2003)

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

Selon la même démarche de calcul que pour le stratifié croisé $[0_2/90_2]_S$, les contraintes résiduelles au sein des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0 °, 30 °, 45 °, 60 °) sont déterminées. 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 tirées :

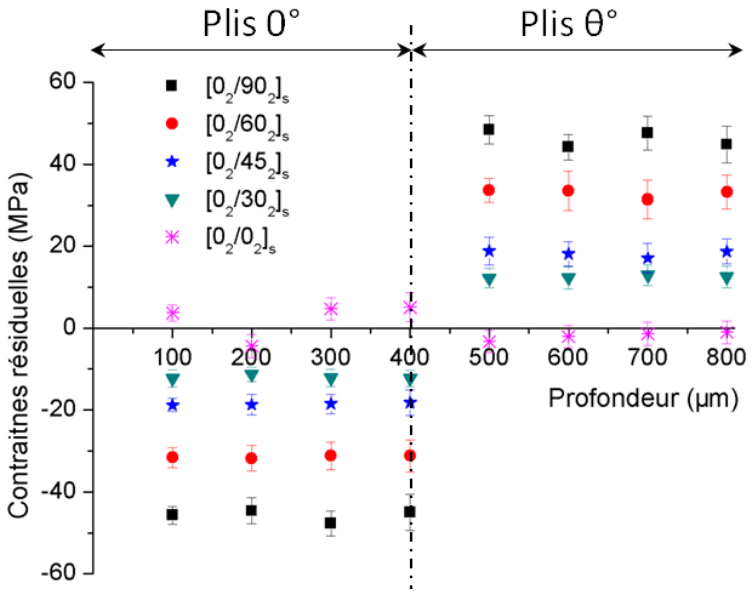


Fig. 2-35. Contrainte résiduelle σ_X en fonction de la profondeur pour le stratifié $[0_2/\theta_2]_S$

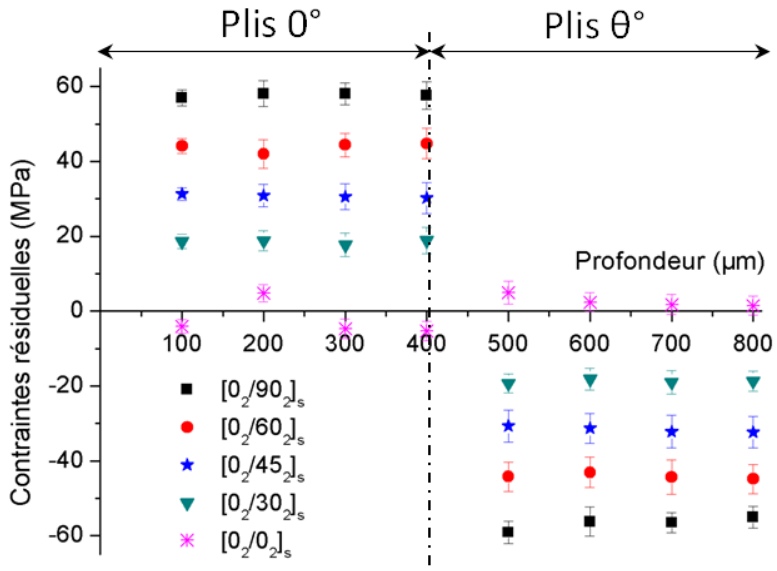


Fig. 2-36. Contrainte résiduelle σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

1) On remarque premièrement une tendance identique pour tous les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. Comme montré dans le cas du $[0_2/90_2]_S$, le profil des contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ est divisé en deux parties : avant et après l'interface 0°/θ°. Pour la contrainte σ_X, les plis 0° sont soumis à une compression (valeur de contrainte négative) ; dans la direction perpendiculaire, ils sont dans un état de tension. La présence de l'interface 0°/θ° entraîne un brusque changement des contraintes résiduelles, tout comme pour le stratifié croisé. L'angle d'orientation du pli θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ne semble cependant pas avoir une influence significative sur la tendance du profil de contraintes résiduelles.

2) Bien que les distributions de contraintes résiduelles soient identiques, leurs valeurs varient selon l'angle d'orientation θ : les valeurs diminuent en même temps que l'angle orientation θ. Le stratifié croisé montre des contraintes résiduelles plus importantes, tandis que le stratifié unidirectionnel expose les plus faibles (< 5 MPa en moyenne). Cela signifie que l'empilement affecte sensiblement la distribution des contraintes résiduelles en cas de stratifié $[0_2/\theta_2]_S$.

3) 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 manière générale, la méthode du trou incrémental permet de déterminer les profils de contraintes résiduelles au sein des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec des résultats stables, sauf dans le cas d'un stratifié unidirectionnel $[0]_8$. Pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$ (θ = 30°, 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'étude montre tout de même que les contraintes résiduelles dans le stratifié unidirectionnel ne dépassent pas les 5 MPa.

Tab. 2-6. Résultats des contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_s$

Contraintes résiduelles	Plis	$[0_2/90_2]_s$	$[0_2/60_2]_s$	$[0_2/45_2]_s$	$[0_2/30_2]_s$	$[0_8]$
σ_X (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_Y (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%

4) Contrairement aux résultats obtenus pour le stratifié croisé, 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 connaître 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.

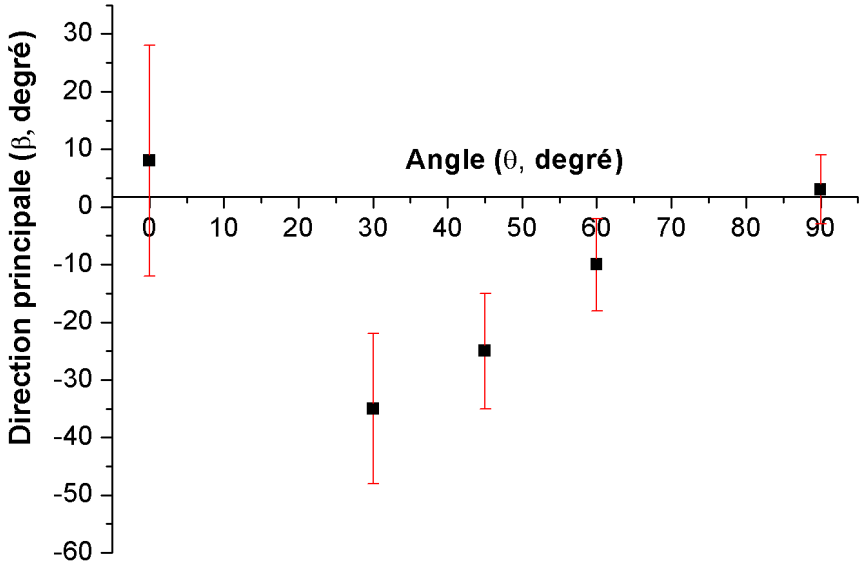


Fig. 2-37. Direction principale pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0 °, 30 °, 45 °, 60 °, 90 °)

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

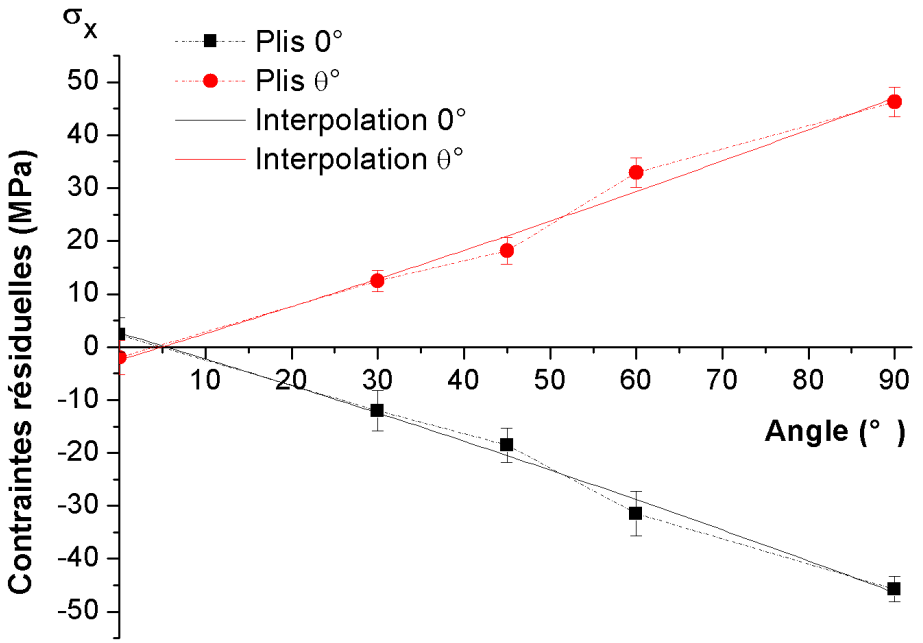


Fig. 2-38. Contrainte résiduelle σ_X en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

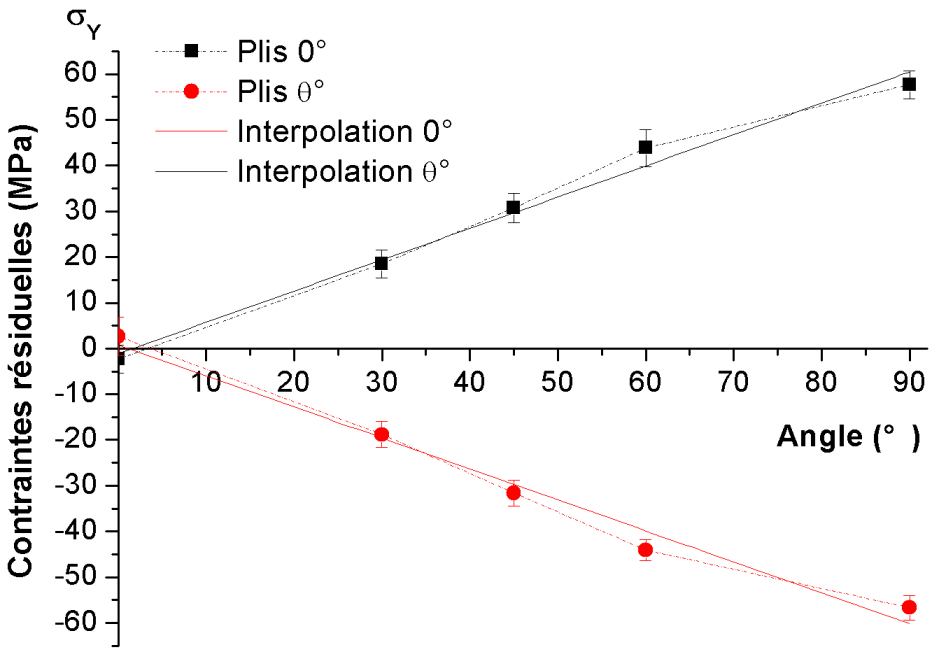


Fig. 2-39. Contrainte résiduelle σ_Y en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

2.8 Conclusion

Ce chapitre de détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ par la méthode du trou incrémental conduit à tirer les conclusions suivantes :

- Les théories existantes n'arrivent pas à déterminer les contraintes résiduelles à partir des déformations entraînées par le perçage du trou incrémental à cause de la limite des théories sur l'anisotropie des stratifiés $\pm\theta$. De ce fait, nous avons proposé une nouvelle approche σ/ε permettant de déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ via méthode du trou incrémental.

- Les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0, 30, 45, 60, 90) ont été obtenues en adaptant la nouvelle approche avec des paramètres expérimentaux optimisés. La comparaison entre nos résultats et ceux de la littérature confirme la fiabilité et l'efficacité de l'approche proposée. Les résultats pour le stratifié unidirectionnel $[0]_8$ ont été obtenus avec un très grand écart-type, ce qui indique que l'approche proposée perd sa capacité dans le cas des unidirectionnels. Malgré cela, notre étude a montré tout de même que les contraintes résiduelles dans le stratifié unidirectionnel ne dépassent pas les 5 MPa.

- Une distribution non-uniforme de ces contraintes internes dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ a été obtenue. Par contre, les contraintes dans les plis avec la même orientation (soit 0°, soit θ°) sont presque identiques pour tous ces stratifiés. 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 résiduelles, une relation linéaire entre les contraintes résiduelles et les angles θ a été établie pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ en adaptant les résultats expérimentaux. La valeur des contraintes résiduelles augmente de 2 MPa à 50 MPa lorsque l'angle varie de 0 à 90°.

Ce chapitre a permis de mettre en place la détermination 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 été mise en évidence. Le chapitre suivant aura pour objet d'étudier les différents paramètres influençant les contraintes résiduelles à l'aide de l'approche proposée.

Chapitre 3. Influence des divers paramètres sur les contraintes résiduelles dans les stratifiés ±θ

3.1 Introduction 90

3.2 Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ par la théorie classique des stratifiés 90

3.2.1 Détermination des coefficients de dilatation thermique (CDTs) du pli .. 91

3.2.2 Théorie classique des stratifiés 96

3.2.3 Contraintes résiduelles théoriques dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 98

3.2.4 Influence des paramètres thermiques sur les résultats théoriques 102

3.3 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$ 105

3.3.1 Déformations autour du trou 106

3.3.2 Résultats de contraintes résiduelles 109

3.4 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi le cycle de cuisson modifié 114

3.4.1 Cycle de cuisson modifié 114

3.4.2 Résultats de contraintes résiduelles 115

3.5 Effet du vieillissement hydrothermique sur la distribution des contraintes résiduelles 118

3.5.1 Vieillissement hydrothermique du composite 118

3.5.2 Propriétés mécaniques des éprouvettes après vieillissement 119

3.5.3 Contraintes résiduelles après vieillissement hydrothermique 121

3.6 Conclusion 122

3.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, les contraintes résiduelles ont été déterminées dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec la méthode du trou incrémental. Dans ce chapitre, nous allons calculer la distribution des contraintes résiduelles avec la théorie classique des stratifiés et faire la comparaison entre l'étude théorique et expérimentale. L'influence de l'épaisseur du stratifié sur les contraintes résiduelles sera ensuite étudiée en réalisant des mesures sur les stratifiés plus épais $[0_4/\theta_4]_S$. Nous modifierons par la suite le cycle de cuisson et déterminerons la variation des contraintes résiduelles en appliquant la méthode du trou incrémental. Enfin, nous nous pencherons sur l'effet du vieillissement hydrothermique sur le niveau de contraintes résiduelles.

3.2 Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ par la théorie classique des stratifiés

La détermination théorique des contraintes résiduelles contient deux grands axes : l'approche micromécanique et macro mécanique. Les contraintes résiduelles ont été déterminées dans notre étude 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; Çallioğlu 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-viscoélastique (Griffin 1983; Kim 2004; Clifford et al. 2006; Brauner et al. 2012), selon le comportement thermique de la matrice thermodurcissable. En considérant que la rétraction 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 thermo-viscoélastique fournisse une solution plus précise, un modèle thermoélastique est tout à fait adapté à notre étude afin d'acquérir une estimation théorique des contraintes résiduelles. En tenant compte du manque d'informations sur le comportement de la

matrice pendant le cycle de cuisson, le modèle thermoélastique est suffisamment performant pour les stratifiés minces (Bogetti and Gillespie 1992) dans le cadre d'une détermination des contraintes résiduelles.

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 résiduelles dans les stratifiés. Un modèle thermoélastique (Schapery 1968; Ishikawa et al. 1978) est appliqué dans ce but, et les expressions de base et les conditions aux limites sont proposées suivant en figure 3-1 :

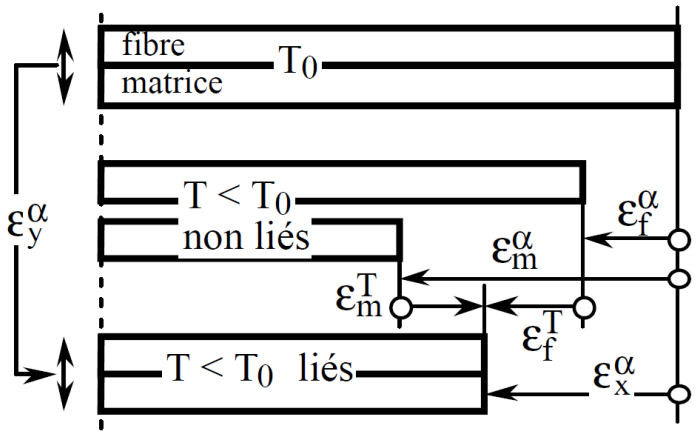


Fig. 3-1. Schéma des différentes déformations induites par un gradient thermique (Dominique 2005)

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

1) En supposant que les CDTs de la matrice et de la fibre sont indépendants de la température, les déformations thermiques ont les formes suivantes :

$$\varepsilon_f^\alpha = \alpha_f(T - T_0)$$

$$\varepsilon_m^\alpha = \alpha_m(T - T_0)$$

$$\varepsilon_x^\alpha = \alpha_x(T - T_0)$$

$$\varepsilon_y^\alpha = \alpha_y(T - T_0) \qquad (3.1)$$

Où T_0 est la température à laquelle le stratifié était dans un état libre de toute contrainte interne et T la température finale.

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

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

3) 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) :

$$\sigma_x = V_f \times \sigma_{fx} + V_m \times \sigma_{mx}$$

$$\varepsilon_y = V_f \times \varepsilon_{fy} + V_m \times \varepsilon_{my} \tag{3.4}$$

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 :

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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} ($\varepsilon_{fx} = \frac{1}{E_f}\sigma_{fx} + \varepsilon_f^{\alpha}$, $\varepsilon_{mx} = \frac{1}{E_m}\sigma_{mx} + \varepsilon_m^{\alpha}$) :

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

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

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

Et alors,

$$\alpha_x = \frac{V_f E_f \alpha_f + V_m E_m \alpha_m}{V_f E_f + V_m E_m} \quad (3.9)$$

Coefficient de dilatation thermique α_y 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 :

$$\varepsilon_y = V_f \varepsilon_f^{\alpha}(1 + \vartheta_f) + V_m \varepsilon_m^{\alpha}(1 + \vartheta_m) - \varepsilon_x(\vartheta_m V_m + \vartheta_f V_f) \quad (3.10)$$

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

$$\alpha_y = V_f \alpha_f(1 + \vartheta_f) + V_m \alpha_m(1 + \vartheta_m) - \alpha_x(\vartheta_m V_m + \vartheta_f V_f) \quad (3.11)$$

En combinant les expressions fondamentales et les conditions aux limites au niveau du pli, les CDTs du pli sont déterminés 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 paramètres 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 préimprégné. En tenant compte des informations tirées de la littérature, on fixe le CDT de la fibre $\alpha_f = 5 \times 10^{-6}\,°C^{-1}(MK^{-1})$ et celui de la matrice $\alpha_m = 100 \times 10^{-6}\,°C^{-1}(MK^{-1})$.

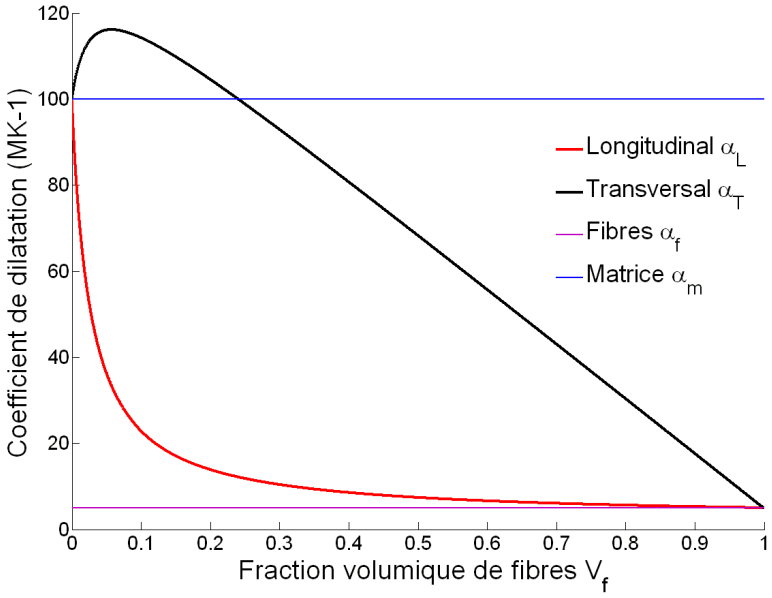


Fig. 3-2. Variation de α_L et α_T en fonction de la fraction volumique de fibres V_f

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 présentés 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 linéairement. À partir de ces résultats, 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 résiduelles dans les composites stratifiés.

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 présenté 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 dépend fortement du CDT de la matrice. Il est à conclure que ce sont les propriétés thermiques de la matrice qui dominent le plus que celles du pli pour les composites stratifiés.

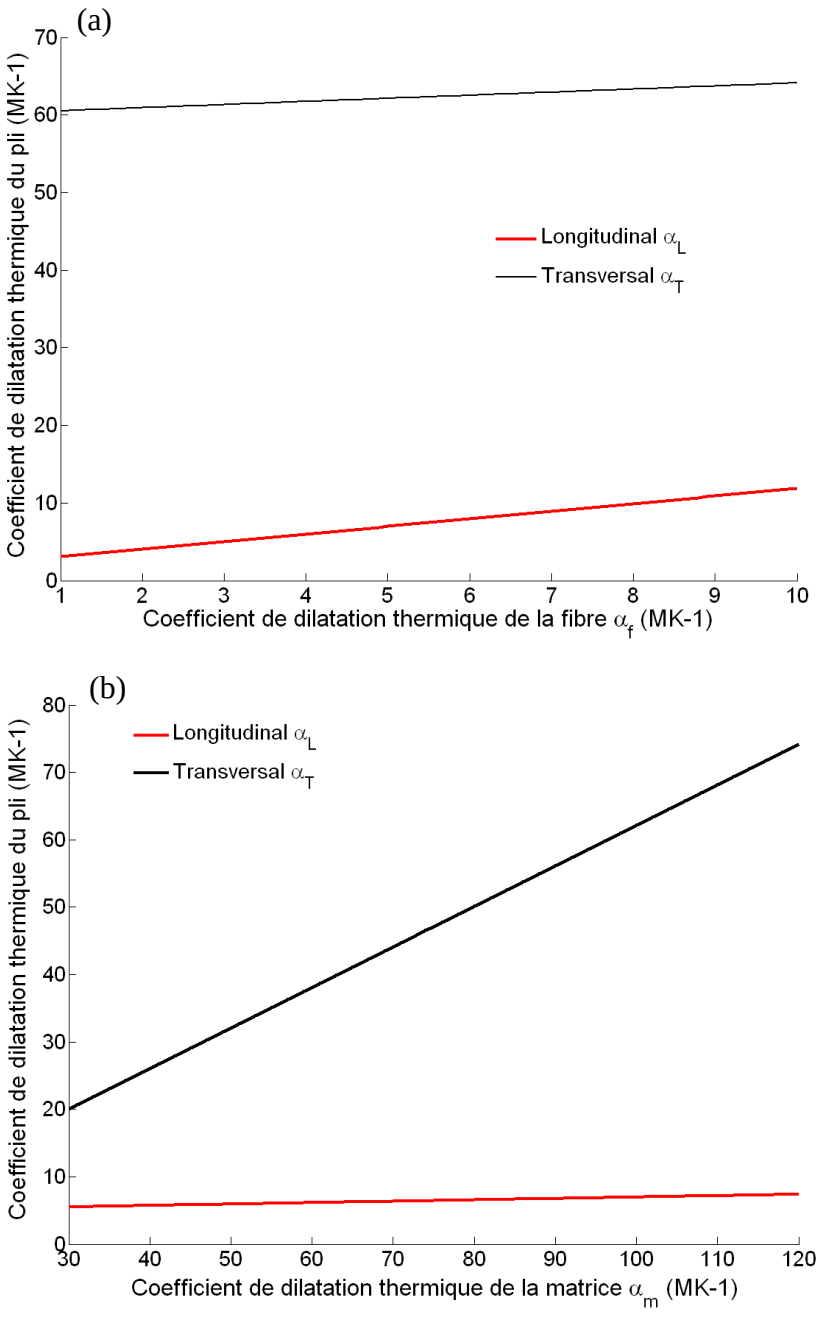


Fig. 3-3. Variation de α_L et α_T en fonction de coefficients de dilatation thermique de constituants : (a) fibre α_f ; (b) matrice α_m

3.2.2 Théorie classique des stratifiés

Nous avons déjà étudié les effets du gradient thermique en appliquant la théorie classique des stratifiés. Dans un pli *k*, après refroidissement de la température de cuisson (T_c) à la température ambiante (T_0), le champ de déformation thermique entraîné 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.

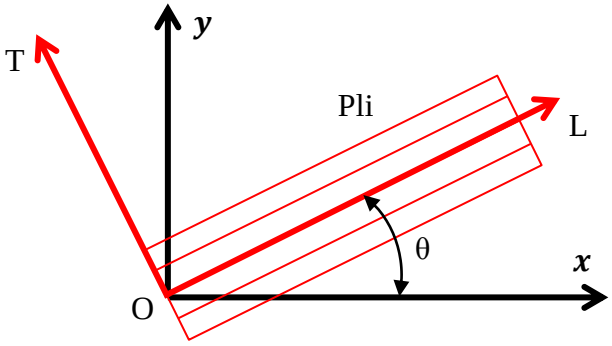


Fig. 3-4. Système de coordonnées utilisé en théorie classique des stratifiés

$$\{\varepsilon^*\}_k = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{\mathrm{L}}^* \\ \varepsilon_{\mathrm{T}}^* \end{Bmatrix}_k = \{\alpha\}_k \Delta T = \begin{Bmatrix} \alpha_{\mathrm{L}}^* \\ \alpha_{\mathrm{T}}^* \end{Bmatrix}_k \Delta T \tag{3.12}$$

Avec

$\{\boldsymbol{\varepsilon^*}\}_{\boldsymbol{k}}$: Champ de déformation thermique dans le pli *k* ; $\{\varepsilon^*\}_k = \begin{Bmatrix} \varepsilon_{\mathrm{L}}^* \\ \varepsilon_{\mathrm{T}}^* \end{Bmatrix}_k$

$\{\boldsymbol{\alpha}\}_{\boldsymbol{k}}$: Coefficients de dilatation thermique du pli *k*

$\Delta \boldsymbol{T}$: Différence de température, $\Delta T = T - T_0$

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

$$\{\overline{\varepsilon^*}\}_k = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^* \\ \varepsilon_y^* \\ \varepsilon_{xy}^* \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} cos^2\,\theta & sin^2\,\theta \\ sin^2\,\theta & cos^2\,\theta \\ -2\cos\theta\sin\theta & 2\cos\theta\sin\theta \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{\mathrm{L}}^* \\ \varepsilon_{\mathrm{T}}^* \end{Bmatrix}_k \tag{3.13}$$

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

$$\{\overline{\sigma^*}\}_k = \begin{Bmatrix} \sigma_x^* \\ \sigma_y^* \\ \sigma_z^* \end{Bmatrix}_k = [\bar{Q}]_k \{\bar{\varepsilon}^*\}_k \tag{3.14}$$

Avec

$\{\overline{\boldsymbol{\sigma^*}}\}_{\boldsymbol{k}}$: Contrainte thermique au sein du pli *k* dans le repère global <o, x, y>

$[\bar{\boldsymbol{Q}}]_{\boldsymbol{k}}$: Matrice de rigidité du pli *k* ; dans le cas d'un pli orthotrope, cette matrice peut se mettre sous la forme suivante dans laquelle les termes $\overline{Q_{ij}}$ (Berthelot 1999) sont en fonction des propriétés mécaniques du matériau en 2D :

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

Le champ des résultantes en membrane, conséquence du chargement thermique dans le pli *k* et noté $N_k^*(x,y)$, est défini par :

$$N_k^*(x,y) = \begin{bmatrix} N_x^* \\ N_y^* \\ N_z^* \end{bmatrix}_k = \int_{h_{k-1}}^{h_k} \{\overline{\sigma^*}\}_k \, dz = \int_{h_{k-1}}^{h_k} \begin{Bmatrix} \sigma_x^* \\ \sigma_y^* \\ \sigma_z^* \end{Bmatrix}_k dz \tag{3.15}$$

La discontinuité des contraintes en passant d'une couche à l'autre conduit alors au champ des résultantes en membrane au niveau du stratifié :

$$N^* = \begin{bmatrix} N_x^* \\ N_y^* \\ N_z^* \end{bmatrix} = \sum_{k=1}^{n} N_k^*(x,y) = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_k} \{\overline{\sigma^*}\}_k \, dz = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_k} \begin{Bmatrix} \sigma_x^* \\ \sigma_y^* \\ \sigma_z^* \end{Bmatrix}_k dz \tag{3.16}$$

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

$$M^* = \sum_{k=1}^{n} M_k^*(x,y) = \sum_{k=1}^{n} \begin{bmatrix} M_x^* \\ M_y^* \\ M_z^* \end{bmatrix}_k = \sum_{k=1}^{n} \int_{h_{k-1}}^{h_k} z \begin{Bmatrix} \sigma_x^* \\ \sigma_y^* \\ \sigma_z^* \end{Bmatrix}_k dz \tag{3.17}$$

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 déterminé 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 :

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

Avec

$\boldsymbol{\varepsilon_m}$: Champ de déformation général du stratifié

$\boldsymbol{\kappa}$: Courbure générale du stratifié

$\begin{bmatrix} \boldsymbol{A} & \boldsymbol{B} \\ \boldsymbol{B} & \boldsymbol{D} \end{bmatrix}$: 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 stratifiés 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 connaître le champ de déformation général ε_m dû au refroidissement du composite.

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

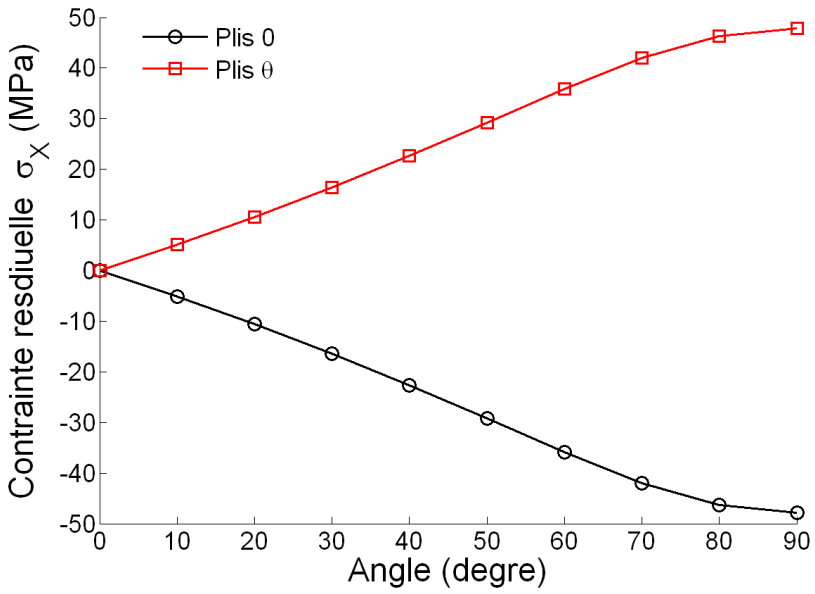
$$\begin{Bmatrix} \sigma_x^{rs} \\ \sigma_y^{rs} \\ \sigma_z^{rs} \end{Bmatrix}_\theta = [\bar{Q}]_\theta (\{\varepsilon_m\} + \{\bar{\varepsilon}^*\}_\theta) = \begin{bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{16}}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

3.2.3 Contraintes résiduelles théoriques dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

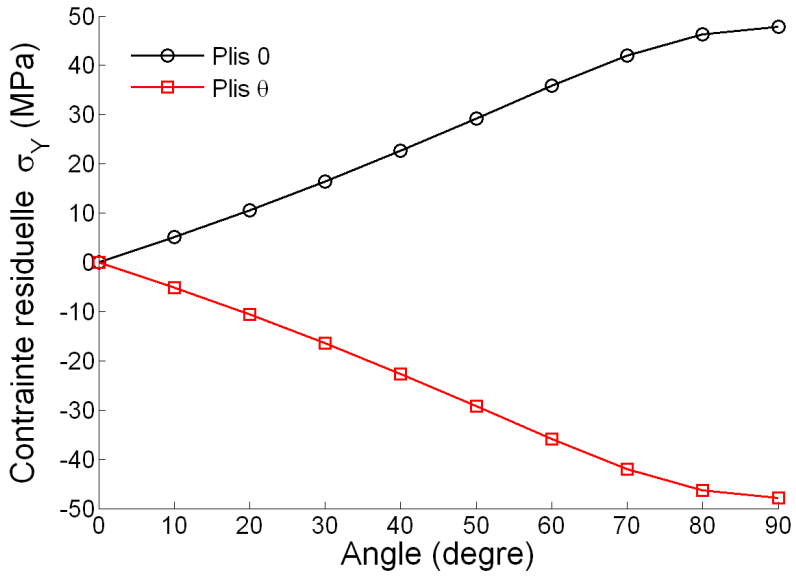
La figure 3-5 montre les contraintes résiduelles calculées par cette théorie dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. Les résultats théoriques de σ_x et σ_y en fonction de l'angle d'orientation θ sont illustrés par la figure 3-5(a) et (b), la figure 3-5(c) permettant une

comparaison des directions principales en fonction des angles d'orientation entre les résultats expérimentaux et théoriques.

(a)



(b)



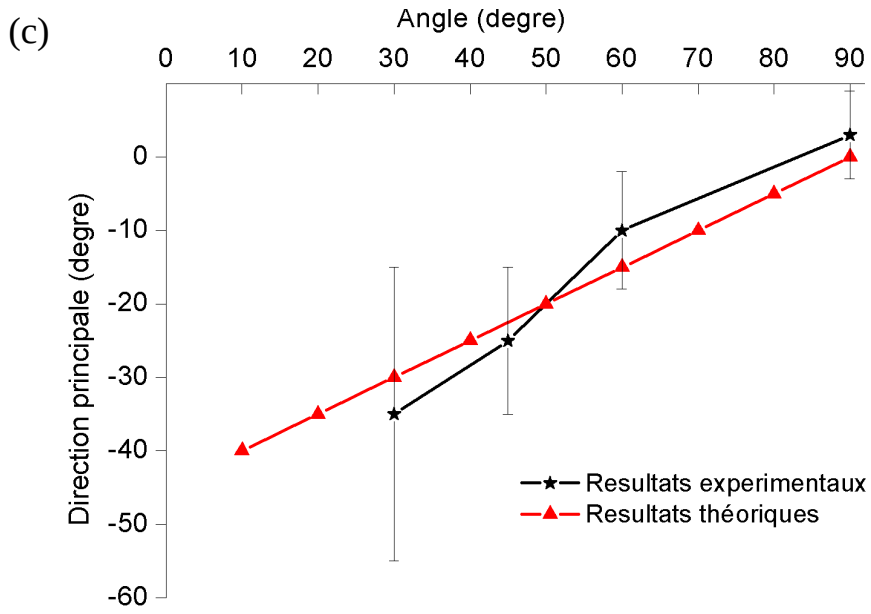


Fig. 3-5. Contraintes résiduelles déterminées par méthode théorique : (a) σ_X ; (b) σ_Y ; (c) comparaison des directions principales entre les résultats expérimentaux et théoriques

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

1) Les résultats théoriques montrent que les contraintes résiduelles dans les plis de même orientation sont uniformes pour tous les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, ce qui correspond aux résultats expérimentaux. La figure 3-6 illustre les résultats théoriques et expérimentaux du stratifié $[0_2/90_2]_S$. 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 résultats non pas en fonction de la profondeur mais bien en fonction de l'orientation du pli en figure 3-5. Pour un stratifié donné, selon les résultats 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 détermination expérimentale. Cela signifie que la distribution théorique correspond bien à celle déterminée expérimentalement.

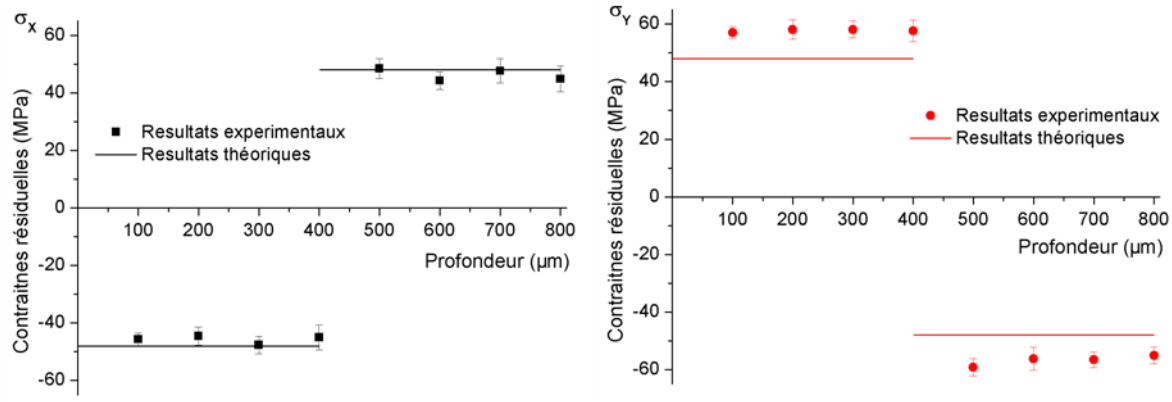


Fig. 3-6. Résultats expérimentaux et théoriques pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$

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 stratifié $[0_2/90_2]_S$ sont σ_X = 46 MPa, σ_Y = -58 MPa pour les valeurs expérimentales et σ_X = 48 MPa, σ_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.

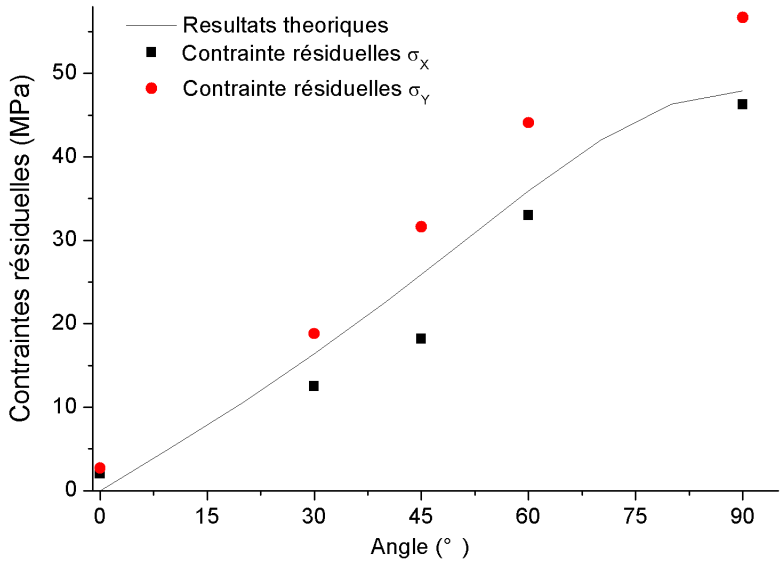


Fig. 3-7. Contraintes résiduelles (valeurs absolues) en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

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

obtient également une relation quasiment linéaire, sauf en fin de courbe. La figure 3-7 illustre la comparaison des résultats théoriques et expérimentaux sur les contraintes résiduelles en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. En considérant la différence entre les contraintes σ_X et σ_Y, les résultats théoriques se trouvent au milieu de ces contraintes. Cela montre que les contraintes résiduelles ainsi que leur variation en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ correspondent bien aux celles expérimentales.

4) Quant aux directions principales des contraintes résiduelles, les résultats sont identiques entre l'expérience et la théorie (Fig. 3-5(c)). Il faut noter que pour les contraintes résiduelles dans le cas du stratifié unidirectionnel $[0]_8$, le modèle ne peut déterminer leur direction principale étant donné que le dénominateur est nul pendant le calcul. Bien que les erreurs expérimentales 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 paramètres 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 orientés pendant la fabrication de la plaque, trois paramètres 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 paramètre ΔT

Dans notre étude, la différence entre la température de cuisson et la température 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 utilisée.

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-viscoélastique, les propriétés thermiques du matériau varient en

fonction de la température, nous nous concentrons donc sur les contraintes résiduelles induites par le processus de refroidissement. Les contraintes dues à la rétraction chimique ne sont pas prises en compte.

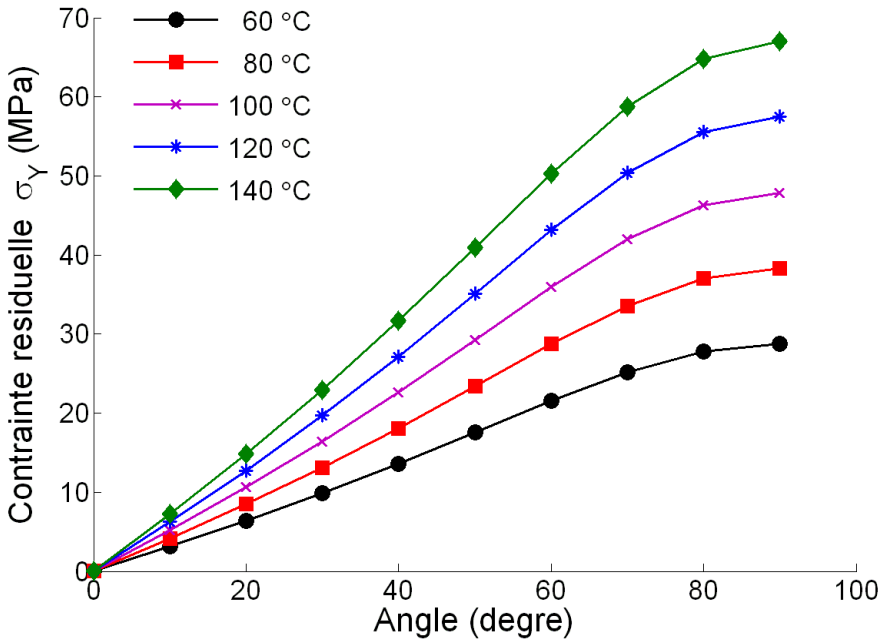


Fig. 3-8. Influence de ΔT sur les résultats théoriques dans les plis 0 °pour $[0_2/\theta_2]_S$

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 utilisé une série de valeurs pour α_f et α_m dans les calculs théoriques. Les coefficients de dilatation thermique α_f et α_m sont utilisés comme références de calcul et varient en série :

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

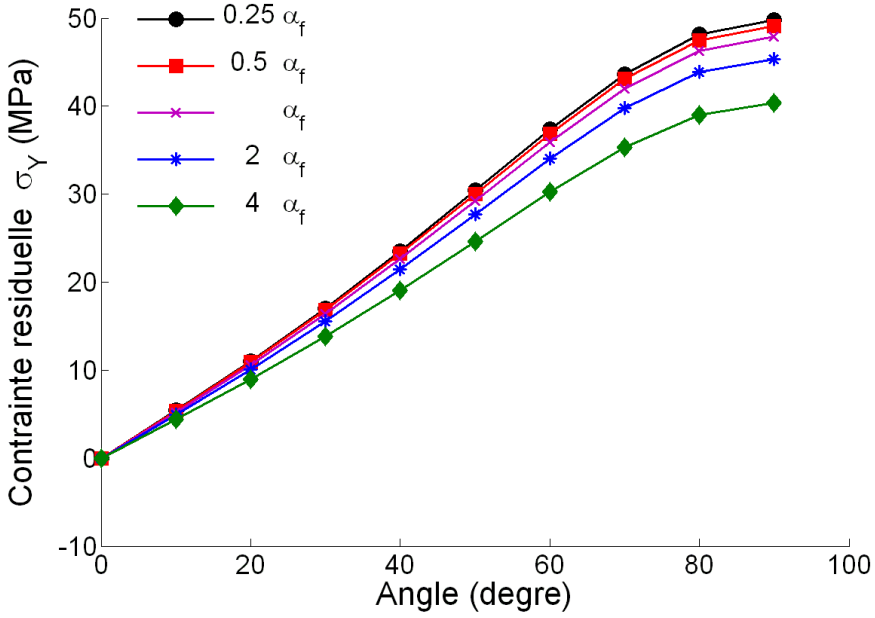


Fig. 3-9. Influence de α_f sur les résultats théoriques dans les plis 0 °pour $[0_2/\theta_2]_S$

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 décroissent. 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 présenté en 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 stratifié. 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.

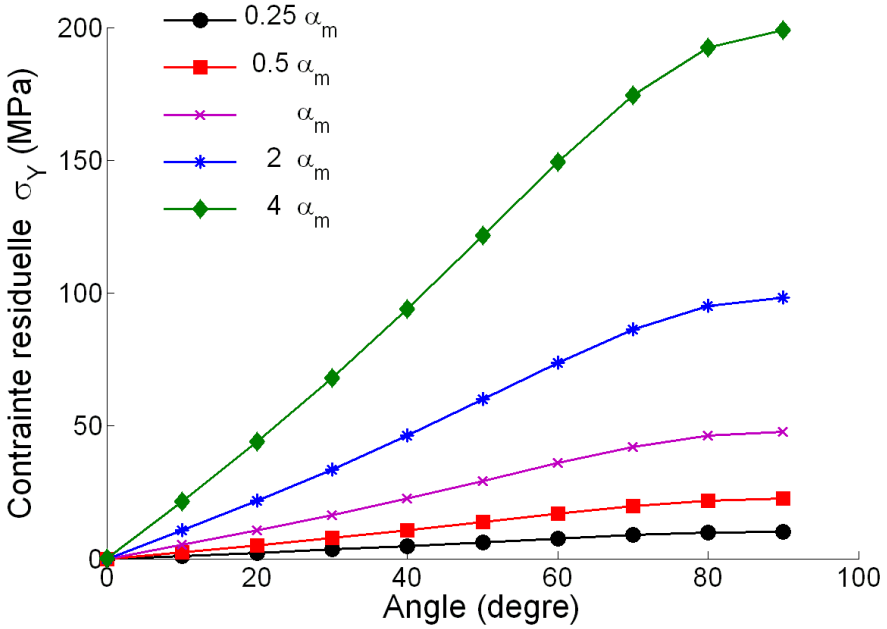


Fig. 3-10. Influence de α_m sur les résultats théoriques dans les plis 0 °pour $[0_2/\theta_2]_S$

3.3 Contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

Sachant que le gradient thermique à travers l'épaisseur n'est pas constant, les contraintes résiduelles obtenues diffèrent en tout point du stratifié. L'épaisseur du pli joue un rôle important sur les paramètres expérimentaux : par exemple, le champ de température provoque un taux de polymérisation différent dans les parties extérieures et centrale du stratifié (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 déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés relativement épais en adaptant l'approche proposée par la méthode du trou incrémental afin de découvrir l'effet de l'épaisseur du stratifié avec la méthode expérimentale.

Les mesures de déformations sur les stratifiés avec un empilement $[0_4/\theta_4]_S$ (θ = 30 °, 45 °, 60 °, 90 °) sont réalisées. En tenant compte du nombre de plis, l'épaisseur de ces stratifiés est deux fois plus épaisse que celle des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. 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 pré-imprégnés (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 Déformations 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 caractéristiques typiques des déformations comme dans le cas de stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. 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 perçage. Au niveau des erreurs expérimentales, les résultats sont en général stables sauf pour les résultats de la deuxième jauge, des écart-types importants étant constatés.

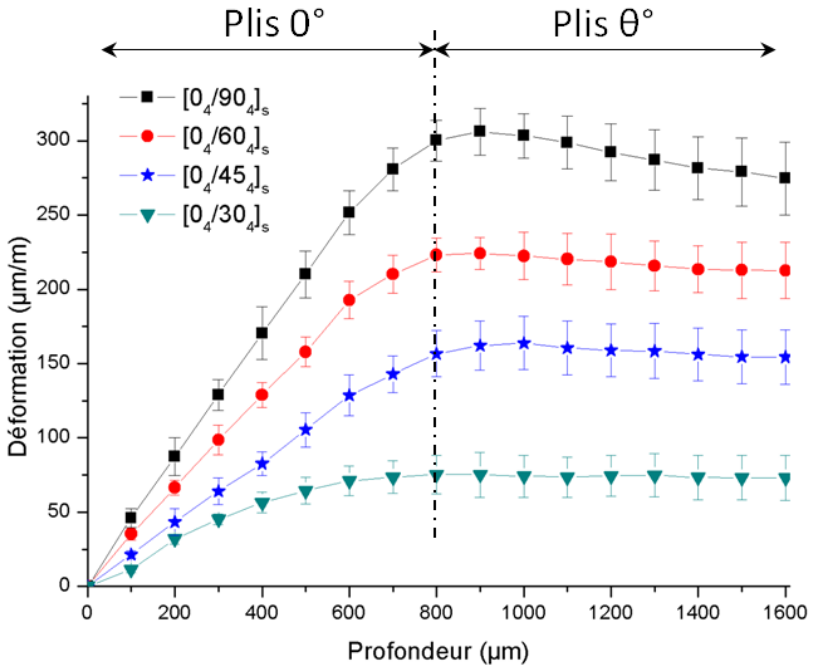


Fig. 3-11. Déformations ε_1 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

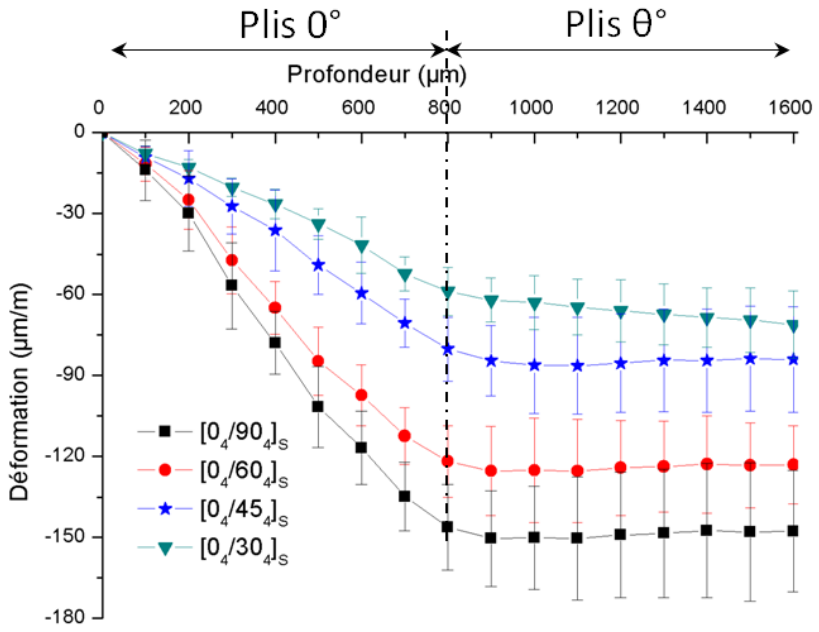


Fig. 3-12. Déformations ε_2 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

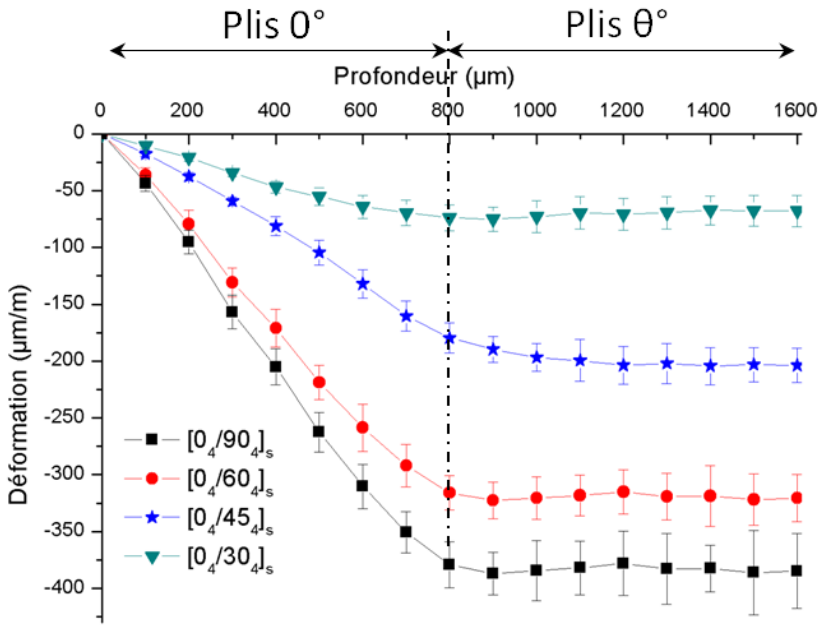
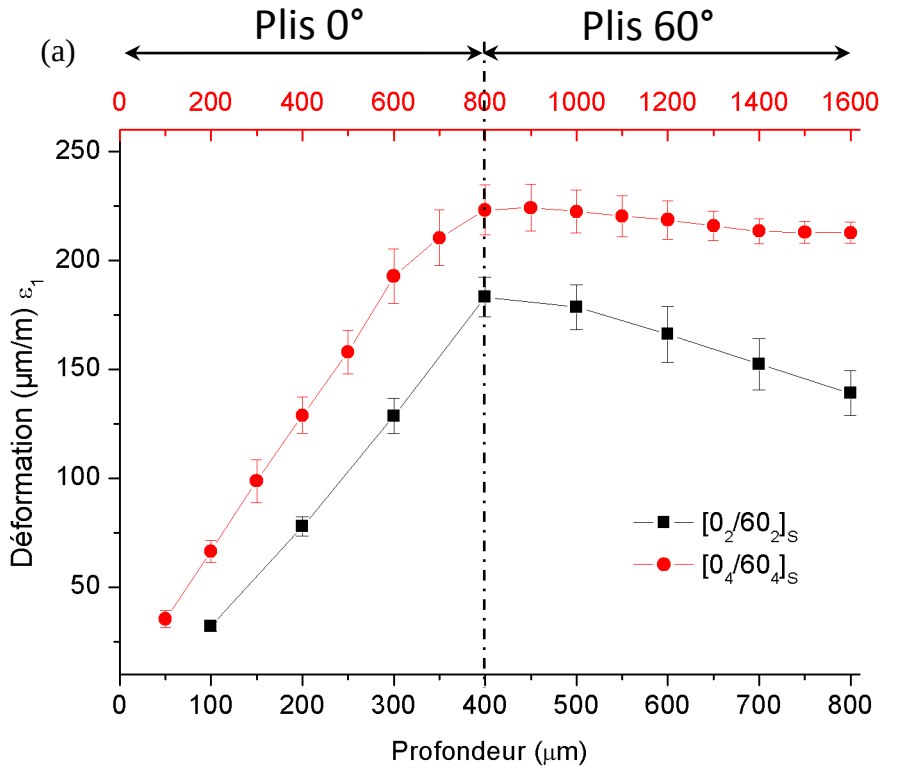
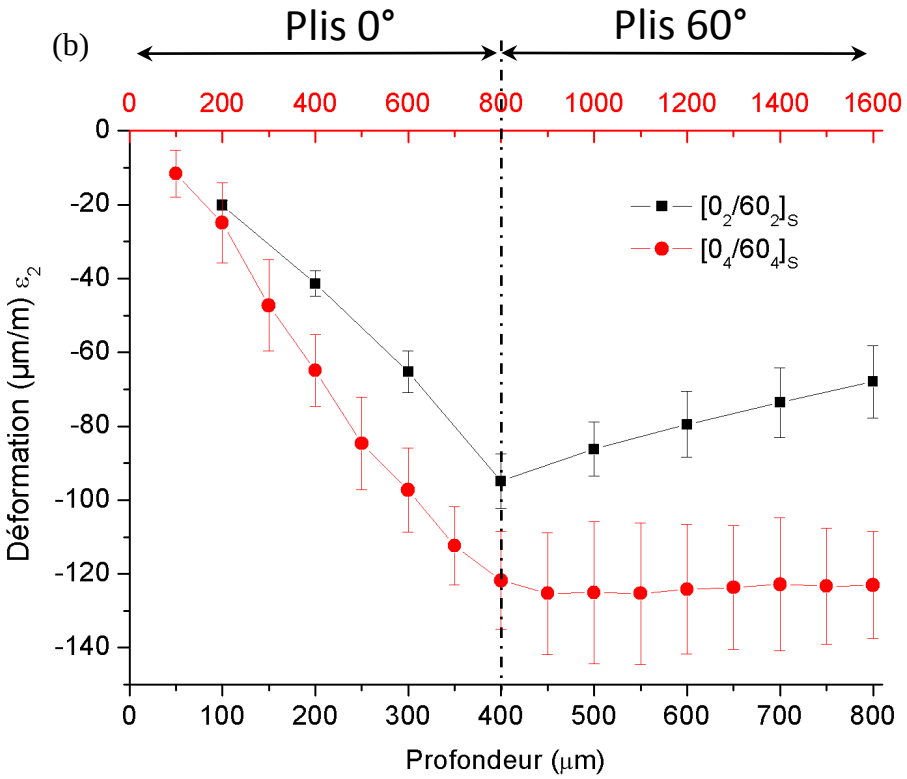


Fig. 3-13. Déformations ε_3 en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

On se concentre sur les aspects présentant des différences en comparaison avec les déformations des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. Pour $\theta = 60°$ par exemple (Fig. 3-14), on constate que les trois déformations en cas de plaque épaisse sont plus importantes que celles mesurées pour la plaque mince. Ces courbes de comparaison entre la plaque mince et

épaisse montrent une différence surtout après l'interphase 0°/60° à 800 µm, ce qui donne sûrement une différence pour les contraintes résiduelles.





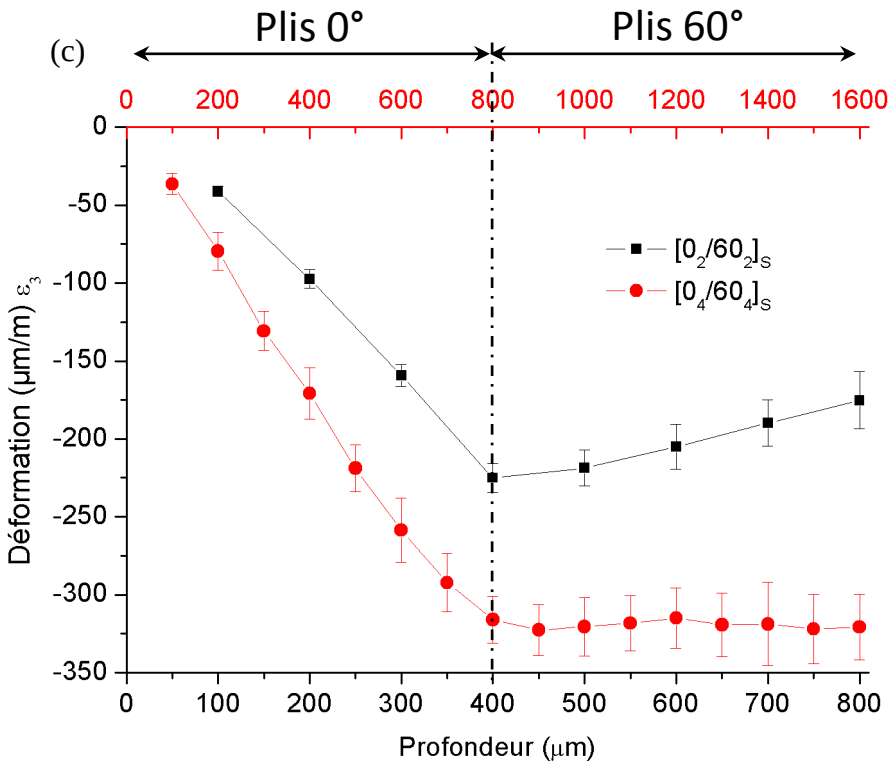


Fig. 3-14. Comparaison des résultats de déformations en fonction de la profondeur entre les stratifiés $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$: (a) ε_1 ; (b) ε_2 ; (c) ε_3

Pour ces différences, deux possibilités existent : d'une part, le changement de géométrie provoque une variation des déformations entraînées par la distribution des contraintes résiduelles ; d'autre part, les jauges ne sont pas sensibles à la déformation entraînée par la relaxation des contraintes résiduelles dans les incréments profonds. Pour la première, dans notre modèle de détermination des coefficients de calibration, les variations de déformation en raison du changement géométrique ont été déjà prises en compte dans le modèle numérique. Pour la deuxième, nous pensons que ce sont des erreurs expérimentales, des moyens plus précis de mesure des déformations semblent nécessaires.

3.3.2 Résultats de contraintes résiduelles

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 à cause 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.

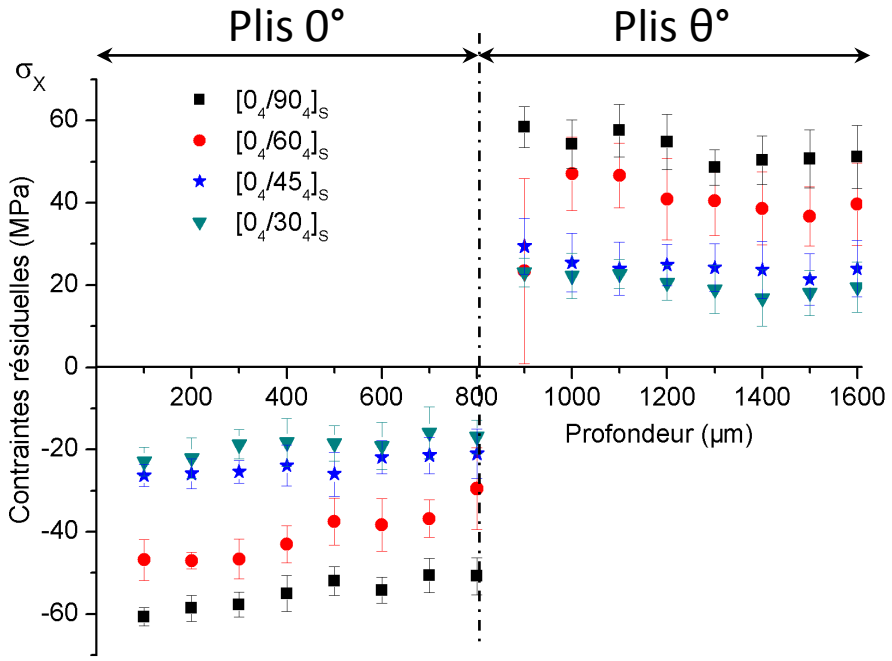


Fig. 3-15. Contrainte résiduelle σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

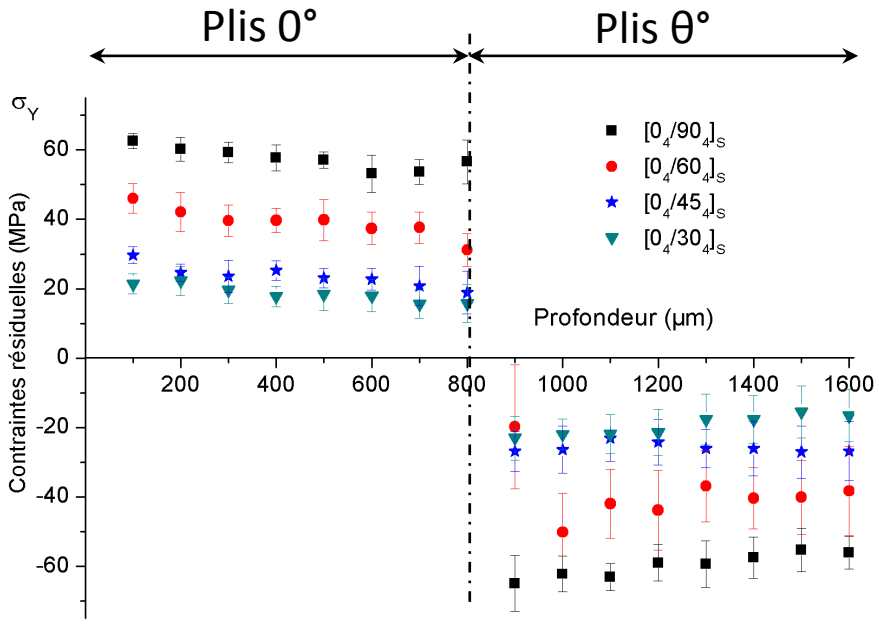


Fig. 3-16. Contrainte résiduelle σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$

En fait, d'un point de vue qualitatif, la distribution des contraintes résiduelles est sensiblement la même que celle du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$. Les contraintes dans les plis unidirectionnels (plis 0° ou plis θ°) sont presque uniformes, ce qui correspond aux stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. 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 résiduelles opposées se situe à la frontière 0°/θ° pour tous les stratifiés. Les contraintes résiduelles diminuent avec la décroissance de l'angle d'orientation θ dans les stratifiés 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 stratifiés $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$ dans les figures 3-17 et 3-18.

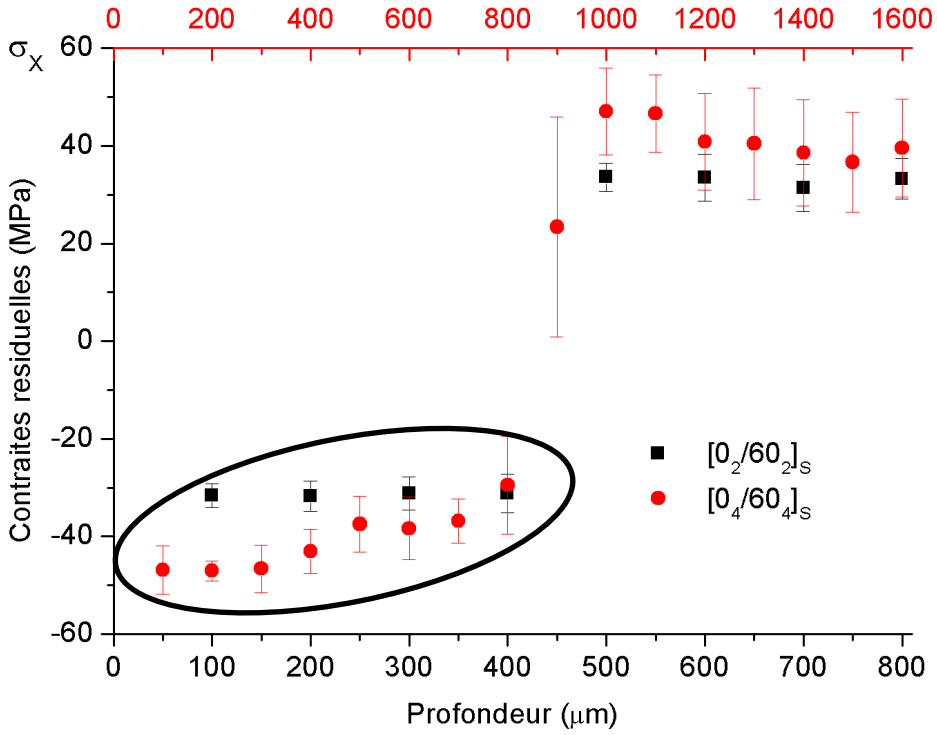


Fig. 3-17. Comparaison des résultats de contraintes résiduelles σ_X en fonction de la profondeur entre les stratifiés $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$

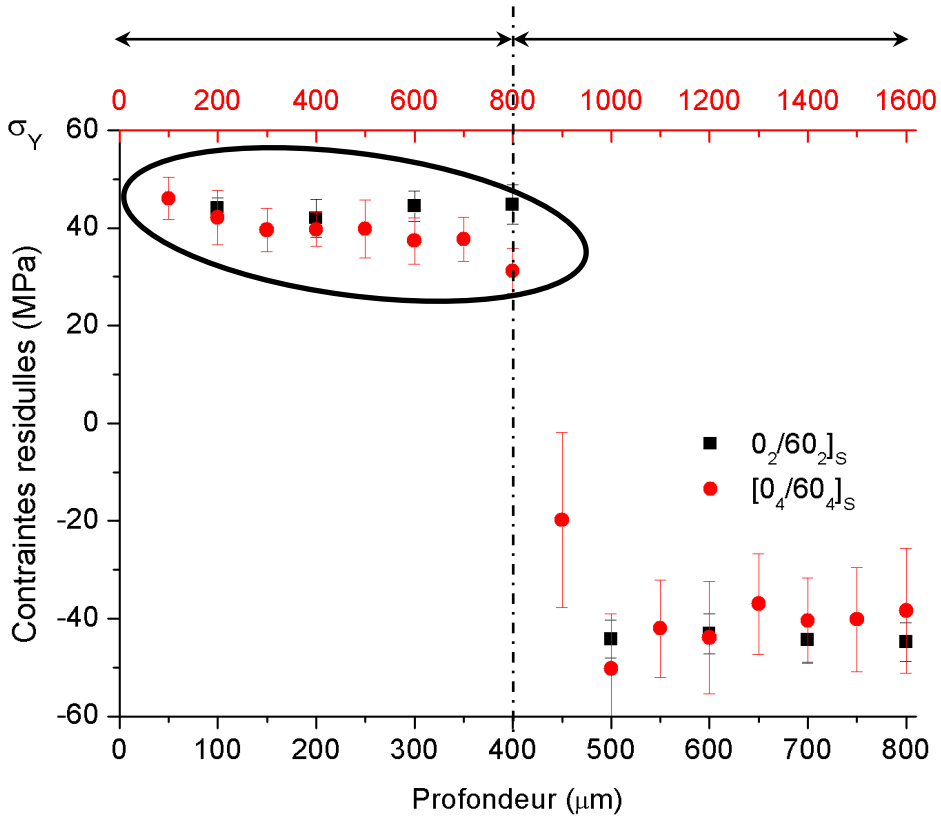


Fig. 3-18. Comparaison des résultats de contraintes résiduelles σ_Y en fonction de la profondeur entre les stratifiés $[0_2/60_2]_S$ et $[0_4/60_4]_S$

Pour la contrainte σ_X, les résultats du stratifié épais sont plus importants que ceux du stratifié mince jusqu'à la profondeur de 400 µm ; la valeur moyenne du premier perçage (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 stratifié épais (-35MPa) est un peu plus importante que la valeur moyenne du stratifié 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 décroissance en fonction de l'épaisseur est observée dans les plis 0 ° (épaisseur < 800 µm), comme indiqué en figure 3-17 ; une même tendance se dégage pour la contrainte σ_Y en figure 3-18.

Ces résultats de contraintes résiduelles 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 température et peut-être aussi de la différence de degré de cuisson de la matrice. Dans les plis 60°, la contrainte moyenne σ_X reste un peu plus grande que celle du stratifié mince et la contrainte moyenne σ_Y pour le stratifié 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 résultats peuvent être tolérés. 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 µm pour les stratifiés épais $[0_4/60_4]_S$ et jusqu'à 800 µm pour les stratifiés minces, la méthode du trou incrémental perd son efficacité et 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 caractéristiques déjà observées dans le cas de stratifiés minces $[0_2/\theta_2]_S$. Le profil de température 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 résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi le cycle de cuisson modifié

Dans le premier chapitre, nous avons cité la réduction des contraintes résiduelles dans les stratifiés, dont la modification du cycle de cuisson, avec une relaxation par post-cuisson. Dans cette partie, nous allons réaliser la modification du cycle de cuisson pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ et ensuite déterminer la distribution des contraintes résiduelles afin d'étudier l'influence de ces modifications sur les contraintes résiduelles.

3.4.1 Cycle de cuisson modifié

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 combiné à une lente vitesse de refroidissement.

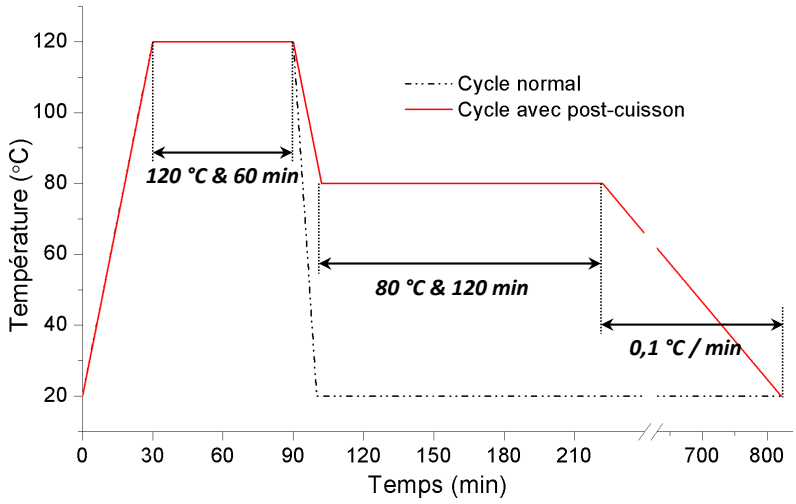


Fig. 3-19. Cycle de cuisson modifié comparé avec le cycle normal

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 Résultats de contraintes résiduelles

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.

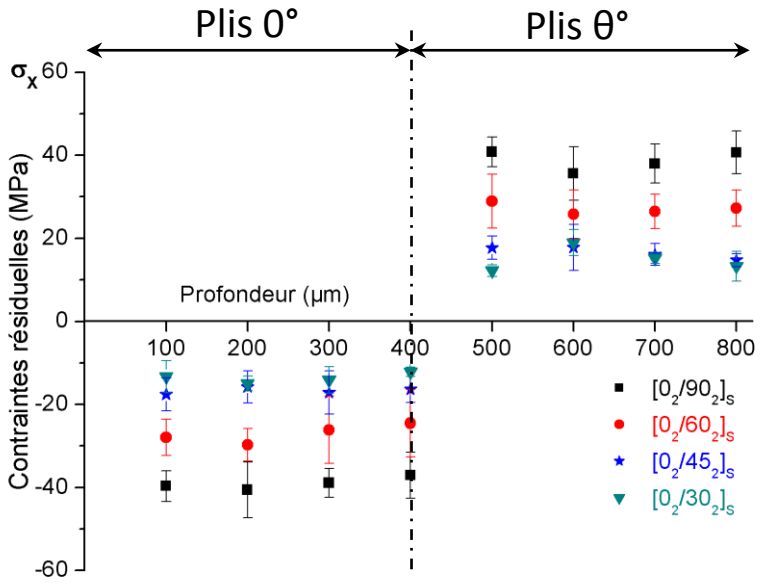


Fig. 3-20. Contraintes résiduelles σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec le cycle de cuisson modifié

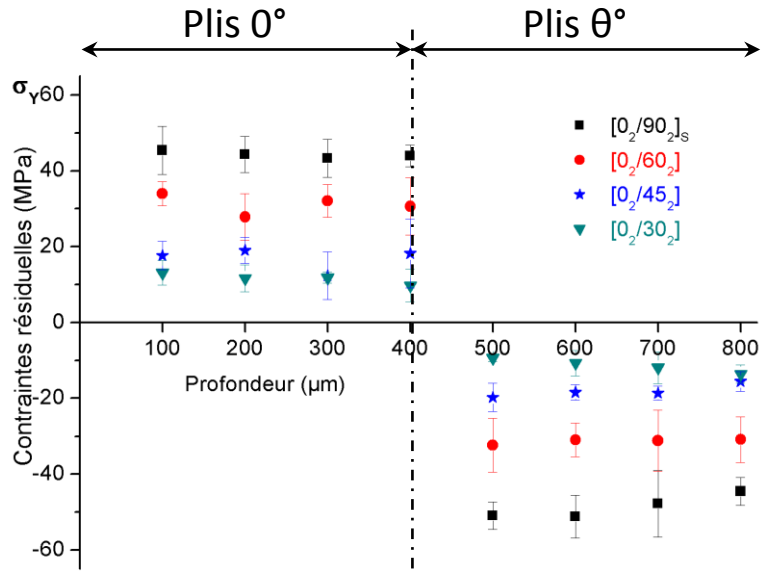


Fig. 3-21. Contraintes résiduelles σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec le cycle de cuisson modifié

Ces figures 3-20 et 3-21 montrent les caractéristiques générales de la distribution des contraintes résiduelles dans les stratifiés avec le cycle de cuisson modifié, 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 stratifié $[0_2/90_2]_S$ est présenté comme exemple pour montrer la relaxation des contraintes résiduelles par modification du cycle de cuisson (Fig. 3-22 et Fig. 3-23).

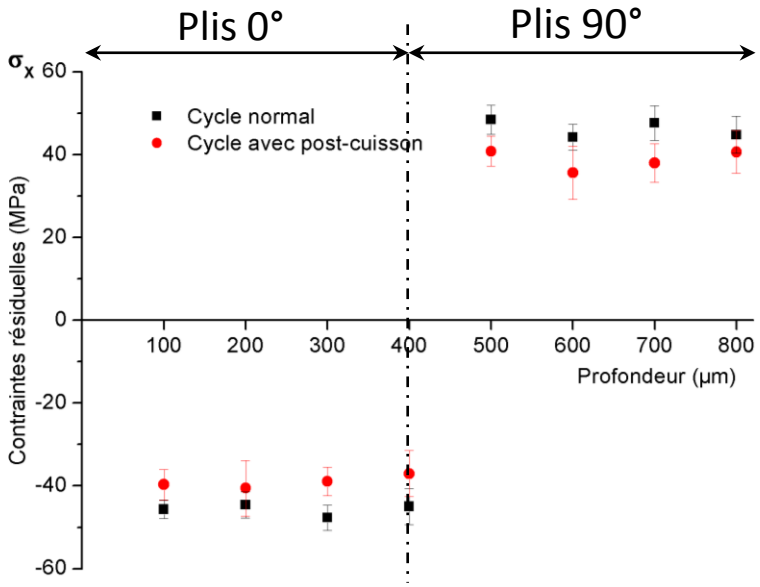


Fig. 3-22. Comparaison des résultats de contraintes résiduelles σ_X en fonction de la profondeur de stratifiés $[0_2/90_2]_S$ entre le cycle normal et cuisson modifié

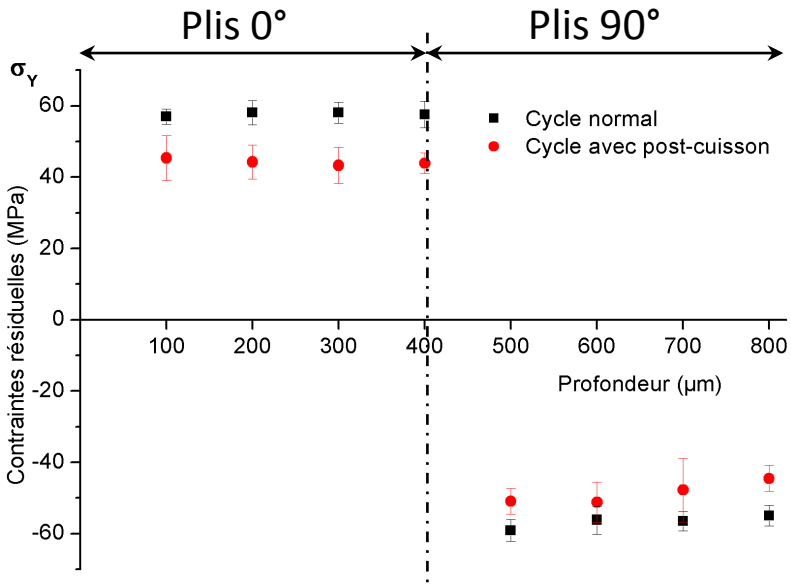


Fig. 3-23. Comparaison des résultats de contraintes résiduelles σ_Y en fonction de la profondeur de stratifiés $[0_2/90_2]_S$ entre le cycle normal et cuisson modifié

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

Pour les contraintes σ_X :

1) 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) ;

2) dans les plis 90 °, la diminution correspondante est de 16%, de 46 MPa à 39 MPa.

Pour la contrainte σ_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 stratifiés. Cette réduction découle de deux sources principales : le degré de cuisson de la matrice et la relaxation par comportement thermo-viscoélastique 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 résiduelles

Dans les études 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 donné que le vieillissement à long 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 stratifié croisé $[0_2/90_2]_S$ a été choisi comme éprouvette de vieillissement, les contraintes résiduelles en son sein étant les plus importantes de tous les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ étudiés. Des éprouvettes en carré (100 mm × 100 mm) ont été mises dans la machine de vieillissement ATLAS® SUNTEST XXL avec comme condition hydrothermique 50 ℃ et 80% RH (humidité relative) pendant 25 jours. La température et le taux d'humidité sont constants pendant toute la durée de vieillissement. En même temps, des éprouvettes pour essais de traction sont préparées et mises également dans la machine de vieillissement afin de réaliser des essais mécaniques destinés à quantifier la dégradation des propriétés mécaniques du composites stratifiés. Toutes les éprouvettes sont divisées 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.

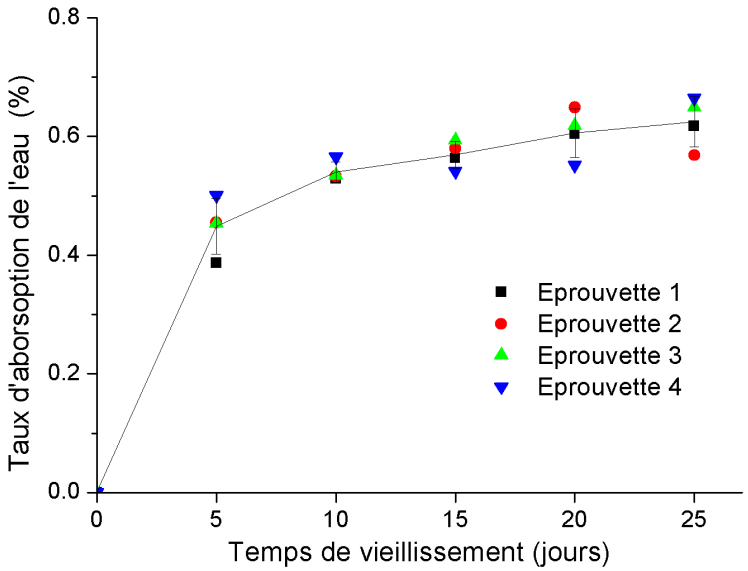


Fig. 3-24. Taux d'absorption de l'eau en fonction du temps de vieillissement (jours)

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 résiduelles, on peut imaginer que les contraintes résiduelles peuvent être perturbées surtout au début du vieillissement. Cette supposition peut être vérifiée via les résultats de contraintes résiduelles.

3.5.2 Propriétés mécaniques des éprouvettes après vieillissement

Avant de déterminer les contraintes résiduelles dans les stratifiés, nous avons besoin des propriétés mécaniques du composite afin de les utiliser dans le processus de détermination numérique des coefficients des calibration, étant donné que nous n'étions pas certains de l'influence ou non du vieillissement hydrothermique sur les propriétés mécaniques. Les essais de traction sont réalisés sur toutes les éprouvettes afin de voir l'effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques des composites. Les dimensions des éprouvettes et les paramètres de traction seront expliqués dans le

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

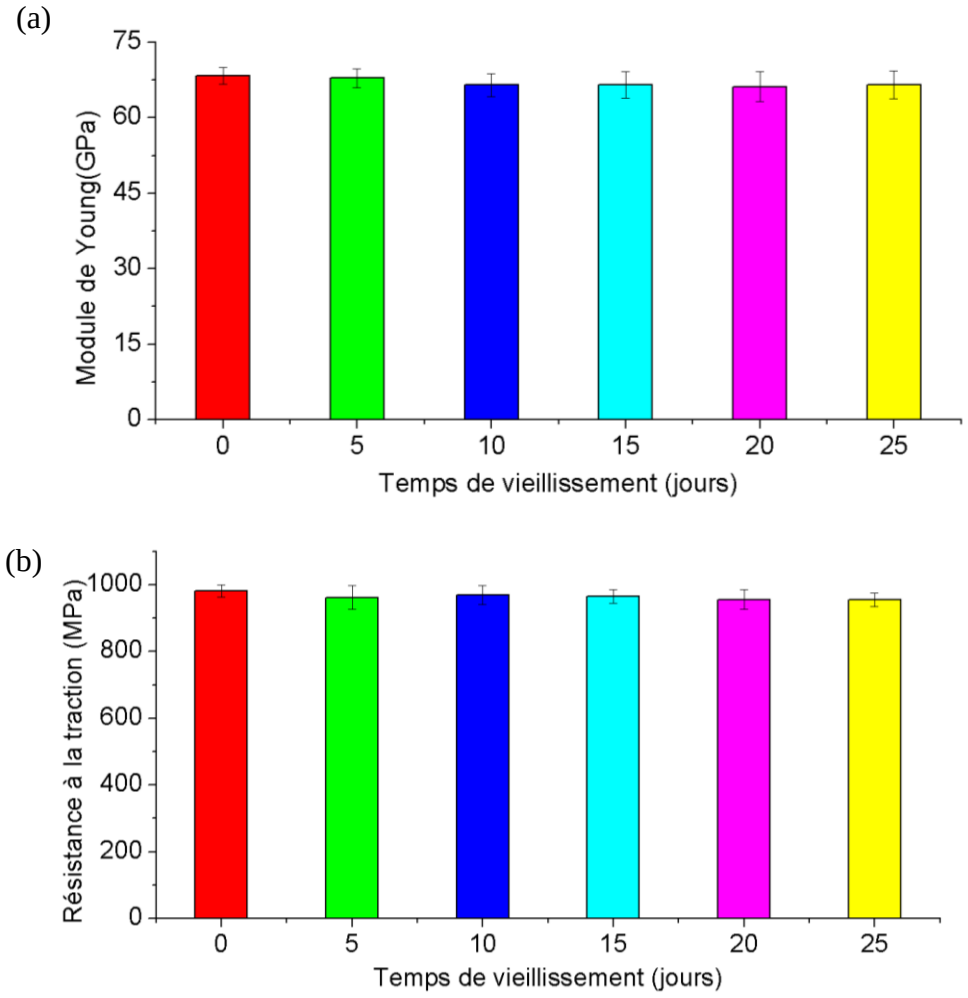


Fig. 3-25. (a) Module de Young , (b) Résistance à la traction des stratifiés $[0_2/90_2]_S$ en fonction du temps de vieillissement (jours)

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 résultats est inférieure à 5 %, ce qui est sous la tolérance des erreurs expérimentales. À partir de ces résultats, on peut déduire que les propriétés mécaniques des composites ne varient pas pendant ce vieillissement hydrothermique à court terme de 25 jours. Les mêmes propriétés mécaniques du composite peuvent être donc utilisées pendant la détermination numérique des coefficients de calibration.

3.5.3 Contraintes résiduelles après 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 résultats, on constate que le vieillissement hydrothermique à court terme peut diminuer les niveaux de contraintes résiduelles sans changer leur distribution. La diminution la plus importante jusqu'à 25% se produit pendant les 5 premiers jours. Du cinquième jour au dixième jour, ce vieillissement hydrothermique a une très faible influence (environ 2% en général) sur le niveau des contraintes résiduelles. De ce fait, la relaxation des contraintes résiduelles en raison de la condition hydrothermique s'effectue dans un délai relativement court de quelques jours par rapport au temps de service du matériau.

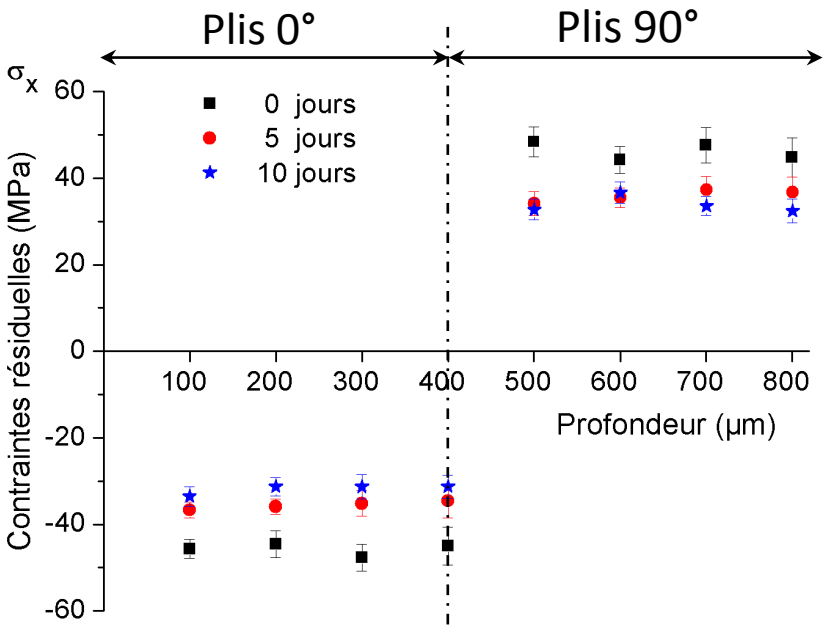


Fig. 3-26. Contraintes résiduelles σ_X en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ pendant le processus du vieillissement

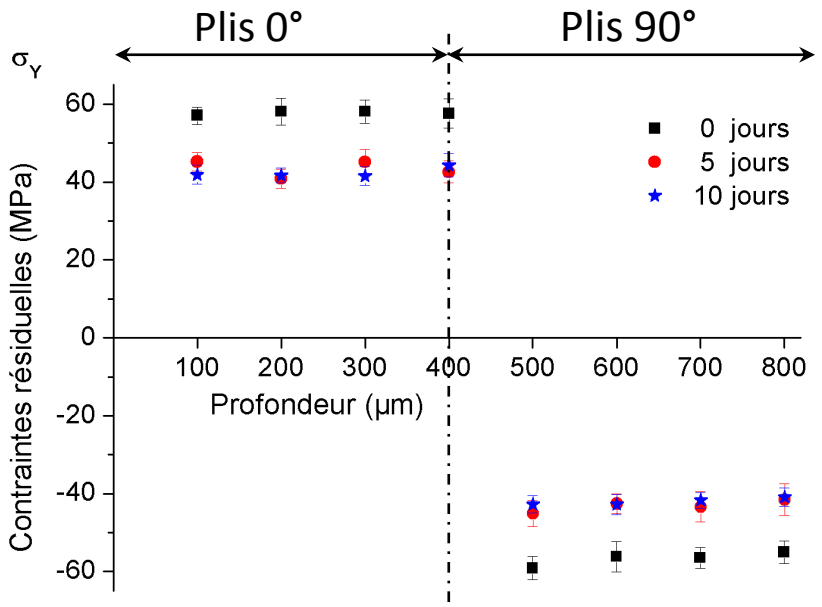


Fig. 3-27. Contraintes résiduelles σ_Y en fonction de la profondeur pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ en termes de vieillissement

3.6 Conclusion

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

Dans le cadre d'une étude théorique, les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ont été déterminées par le calcul en adaptant un modèle thermoélastique 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 expérimentale, plusieurs paramètres ont été mis en étude :

- Le niveau des contraintes résiduelles dans les stratifiés relativement épais $[0_4/\theta_4]_S$ sont à peu près identiques que ceux de stratifiés minces $[0_2/\theta_2]_S$. Cependant, les résultats des stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$ ont indiqué que l'épaisseur du stratifié influence la distribution globale des contraintes résiduelle, 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 modifié (un palier de post-cuisson + une lente vitesse de refroidissement) peut réduire les contraints résiduelles d'environ 20% dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.
- 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 propriétés mécaniques de stratifiés.

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 présentés dans le chapitre 2.

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

4.1 Introduction 126

4.2 Endommagement dans les composites stratifiés 126

4.2.1 Endommagement et composites stratifiés 126

4.2.2 Caractérisation des endommagements par émission acoustique 128

4.2.3 Interprétation des signaux acoustiques 129

4.3 Essais de traction sur les stratifiés $[\theta]_8$ 131

4.3.1 Conditions expérimentales des essais de traction 131

4.3.2 Résultats expérimentaux 133

4.3.3 Suivi de l'endommagement 135

4.4 Essais de traction sur les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 139

4.4.1 Montage de l'essai de traction 139

4.4.2 Résultats Expérimentaux 141

4.4.3 Suivi de l'endommagement 143

4.4.4 Amorçage d'endommagement 148

4.5 Critère de rupture des plis transversaux dans les stratifiés en tenant compte des contraintes résiduelles 153

4.5.1 Détermination de la résistance locale d'un pli dans les stratifiés 154

4.5.2 Critère de rupture des plis transversaux du composite stratifié 155

4.5.3 Rupture des plis en tenant compte des contraintes résiduelles 157

4.6 Conclusion 161

4.1 Introduction

Les chapitres précédents sont consacrés 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 stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. 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 stratifiés 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 stratifiés

4.2.1 Endommagement et composites stratifiés

L'endommagement est un phénomène d'apparition de micro-défauts locaux, l'accumulation de ces derniers entraînant 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 dégradations différentes par leur nature et par leur mode de développement. Ces différentes dégradations 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 défauts de fabrication. Leur propagation dépend du type de sollicitation extérieure appliquée, mais aussi de l'orientation et de la proportion des renforts. La décohésion fibre/matrice se présente à l'interface fibre/matrice (souvent la partie la plus faible au sein du matériau composite) et se propage le long des fibres. La rupture des fibres intervient quand la contrainte supportée par la fibre atteint sa résistance ou des défauts de fabrication sur la surface des fibres. La rupture des fibres signifie la rupture finale du composite stratifié. La figure 4-1, obtenue par MEB (microscope électronique à balayage), illustre ces trois types d'endommagement.

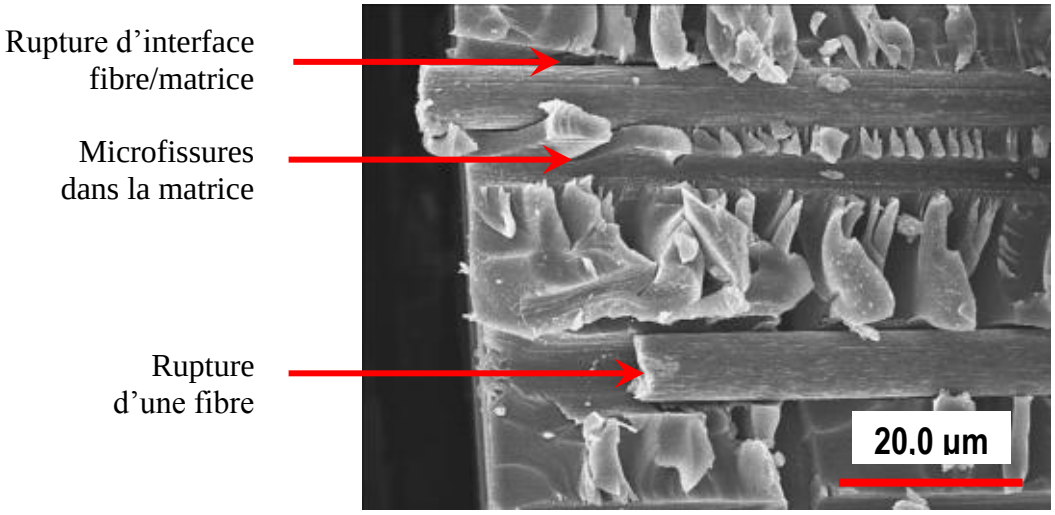


Fig. 4-1. Endommagements présentés à l'échelle microscopique

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 délaminage correspondent aux dégradations les plus fréquentes. La propagation des microfissures et des décohésions fibre/matrice conduit à une fissure transversale visible ; le délaminage intervient essentiellement à cause du décollement entre les plis orientés. La figure 4-2, obtenue par microscope optique, nous permet d'observer ces endommagements.

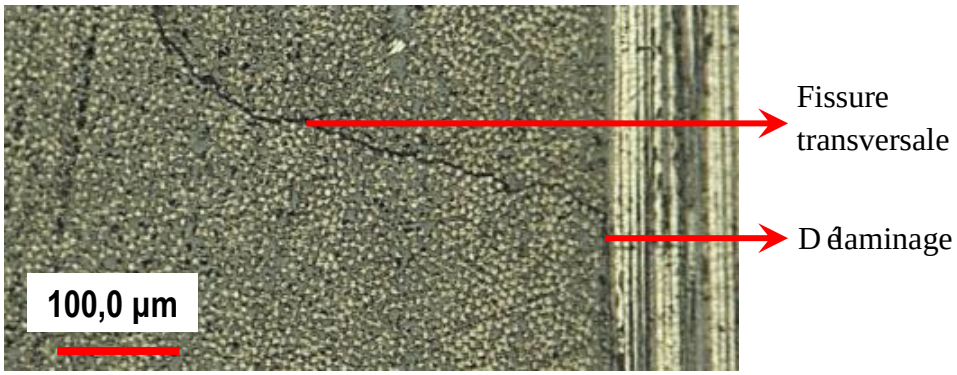


Fig. 4-2. Endommagements présentés à l'échelle macroscopique

4.2.2 Caractérisation 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 piézoélectriques 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.

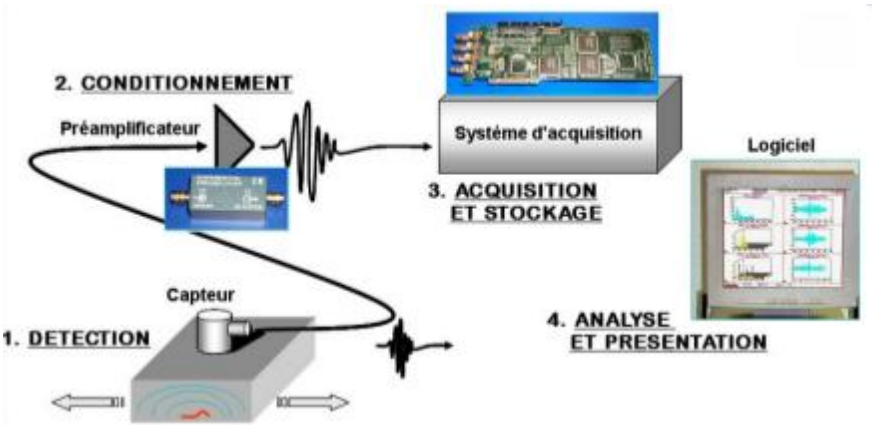


Fig. 4-3. Schéma du système d'émission acoustique (AEwinSoftware 2003)

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 événements 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, décohésion fibre/matrice et rupture de fibres), se manifestent davantage par une émission de type discret en utilisant les paramètres des signaux acoustiques. Les paramètres principaux d'un signal d'émission acoustique à caractériser les types d'endommagement au sein du composite sont présentés en figure 4-4 :

- Amplitude
- Fréquence
- Nombre de salves
- Energie
- Durée du signal
- Temps de montée

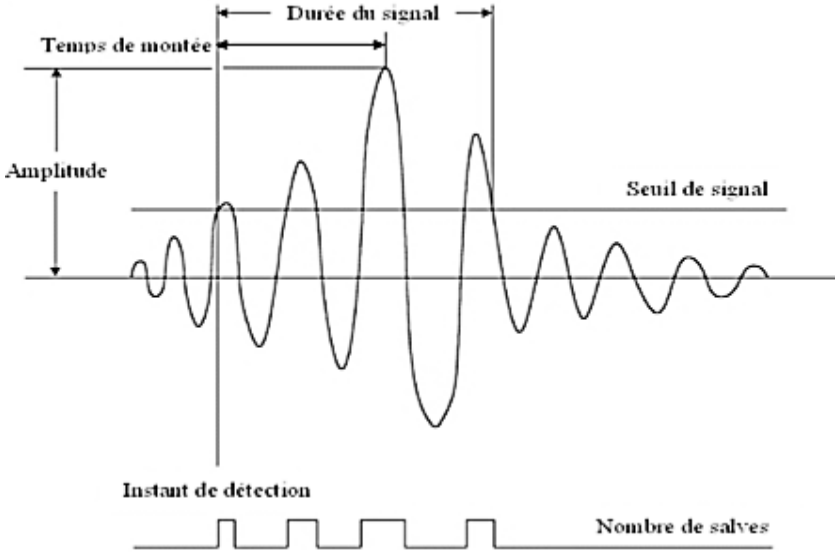


Fig. 4-4. Paramètres principaux d'un signal d'émission acoustique

4.2.3 Interprétation 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

Barré et Benzeggagh (Barré and Benzeggagh 1994) ont indiqué que l'amplitude varie selon le mode d'endommagement en réalisant des tests sur des composites de polypropylène renforcé de fibres de verre. Nous avons fait un récapitulatif des travaux précédents dans le tableau 4-1.

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

Mode d'endommagement	Microfissuration matricielle	Décohésion fibre/matrice	Rupture de la fibre
(Barré and 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

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. Synthèse des intervalles de fréquences associés aux différents modes d'endommagement

Mode d'endommagement	Microfissuration matricielle	Décohésion 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 été explorée par Gong (GONG 1994), l'attribution d'amplitude pour un composite stratifié pouvant être mise sous la forme suivante :

- Microfissuration de la résine : 33-45 dB
- Coalescence des microfissures : 46-58 dB
- Rupture des interfaces fibre/matrice : 59-68 dB
- Frottement fibre/matrice, déchaussement des fibres : 69-86 dB
- Rupture des fibres : >86 dB

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

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

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 utilisés 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 stratifiés $[\theta]_8$. Enfin, l'endommagement au sein des matériaux est suivi en temps réel en appliquant le modèle des interprétations des signaux acoustiques pour les stratifiés avec différents cycles de cuisson.

4.3.1 Conditions expérimentales des essais de traction

Éprouvettes

Les éprouvettes de traction proviennent de stratifiés unidirectionnels $[\theta]_8$ avec différentes orientations ($\theta = 30°, 45°, 60°, 90°$). 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 $160\,mm \times 20\,mm \times 1{,}6\,mm$. Deux talons en polystyrène (PS) sont collés aux bouts des éprouvettes. Le choix de polystyrène s'est

basé sur deux considérations : le talon protège le bout de l'éprouvette afin d'éviter l'endommagement dû au serrage des mors ; le polystyrène 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 $[\theta]_8$.

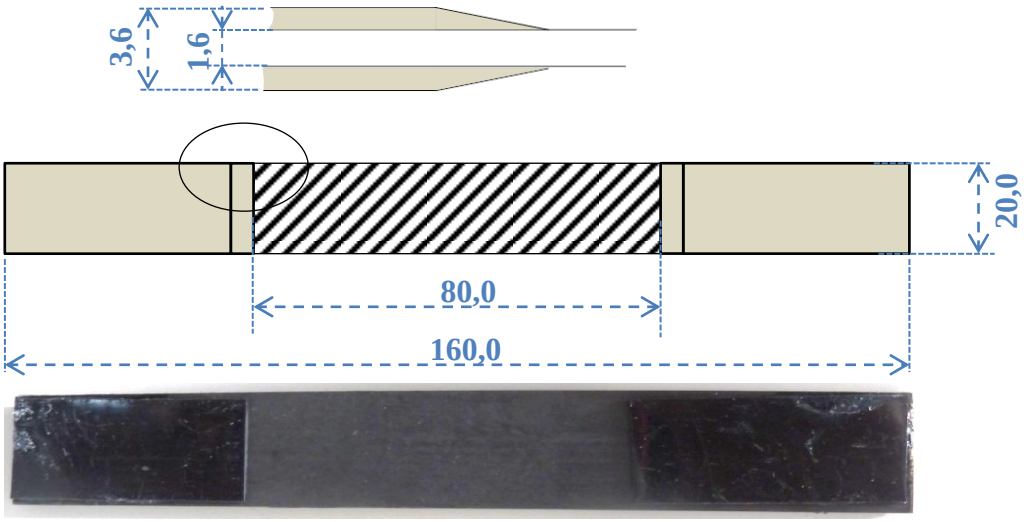


Fig. 4-5. Dimensions et forme de l'éprouvette de stratifié $[\theta]_8$

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 à 0,5 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 système PCI-2 développé par EURO PHYSICAL ACOUSTICS a été utilisé pour accueillir et traiter les signaux d'émissions acoustiques. La détection est effectuée à l'aide d'un capteur piézoélectrique (Pic de fréquence : 148.44 kHz) qui transforme les ondes élastiques du matériau en signaux électriques. L'amplification du système atteint 80 dB en combinant deux préamplificateurs de 40 dB (un intégré avec le capteur général R15 et l'autre indépendant, un préamplificateur IL-40S). Un couplant ZG-F est utilisé 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 expérimental.

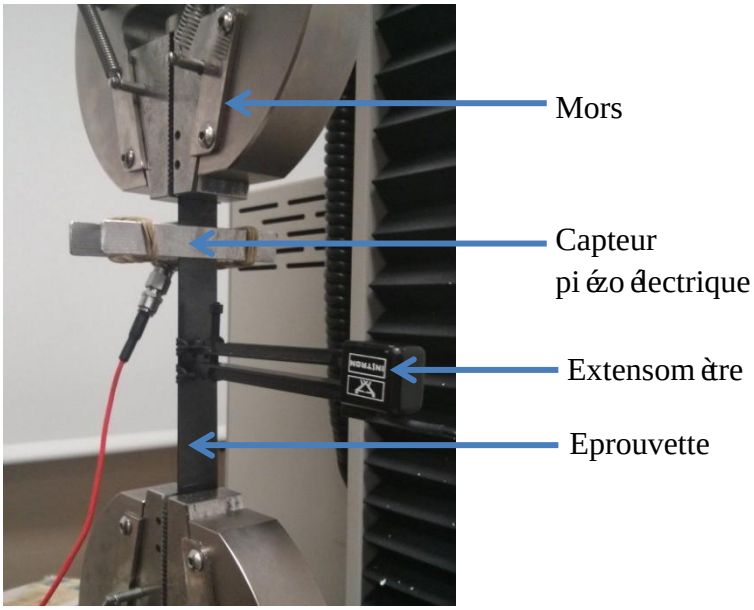


Fig. 4-6. Dispositif expérimental lors des essais de traction pour les stratifiés $[\theta]_8$

4.3.2 Résultats expérimentaux

Les courbes de contrainte/déformation pour les stratifiés $[\theta]_8$ (θ = 30°, 45°, 60° et 90°) sont présentées en figure 4-7. Pour les stratifiés $[90]_8$ et $[60]_8$, les relations presque linéaires se dégagent tandis que les pentes des courbes contrainte/déformation pour les stratifiés $[30]_8$ 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 linéaire. En principe, les résistances à la traction et les déformations à la rupture diminuent avec la croissance de l'angle θ.

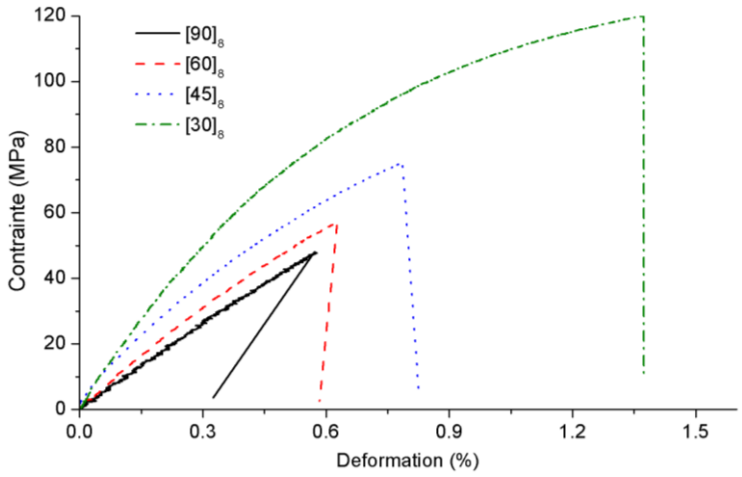


Fig. 4-7. Courbes de contrainte/déformation en traction uni axiale pour les stratifiés $[\theta]_8$ (θ = 30, 45, 60, 90) ayant subi un cycle de cuisson normal

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 $[\theta]_8$.

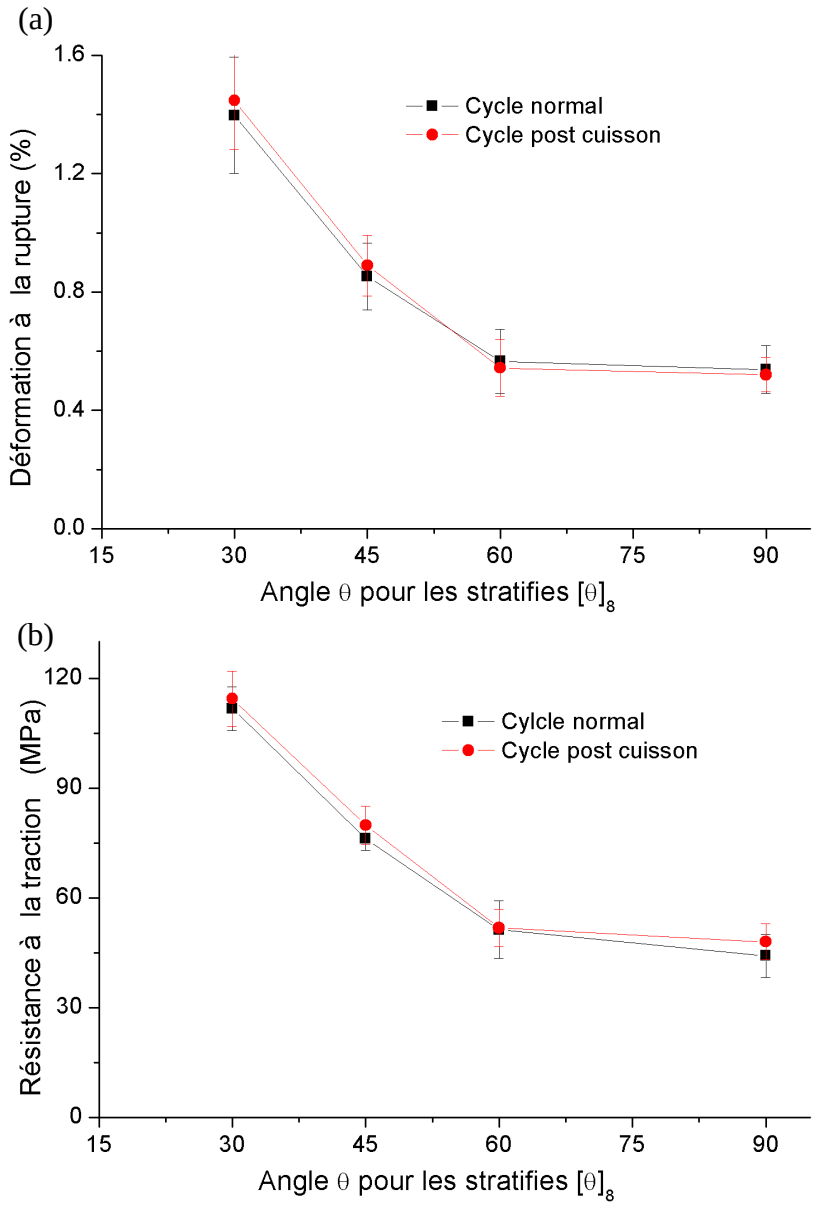


Fig. 4-8. (a) Résistance à la traction, (b) déformation à la rupture en fonction de θ pour les stratifiés $[\theta]_8$ (θ = 30, 45, 60, 90)

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 modèle schématique de Gong (Gong 1994) est utilisé pour identifier les modes de d'endommagement au cours de la traction. Chaque fois que l'amplitude du signal dépasse le seuil défini, une impulsion électrique est enregistrée comme une salve. Le comptage cumulé du nombre de salves sert alors à estimer l'endommagement induit par les sollicitations appliquées.

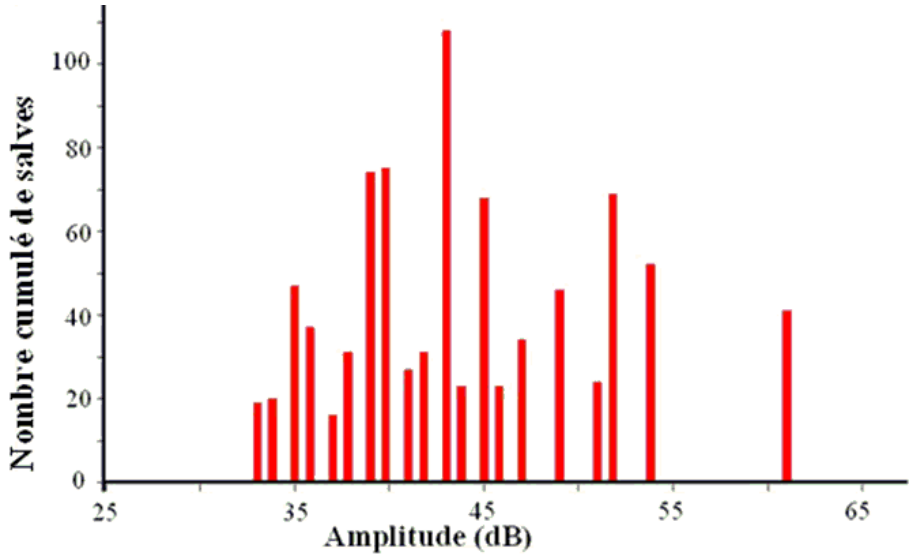


Fig. 4-9. Distribution des signaux en amplitude pour le stratifié $[45]_8$

La figure 4-9 illustre la distribution du nombre cumulé de salves en amplitude pour le stratifié $[45]_8$ avec cycle de cuisson normal quand celui-ci subit une sollicitation de traction. En parallèle, on introduit un facteur d'endommagement $D = N_{act}/N_{total}(0 \leq D \leq 1)$, qui est défini comme le rapport du nombre cumulé 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 stratifiés $[45]_8$ 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 appliquée. En interprétant les signaux par amplitude, il est évident que la grande majorité 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.

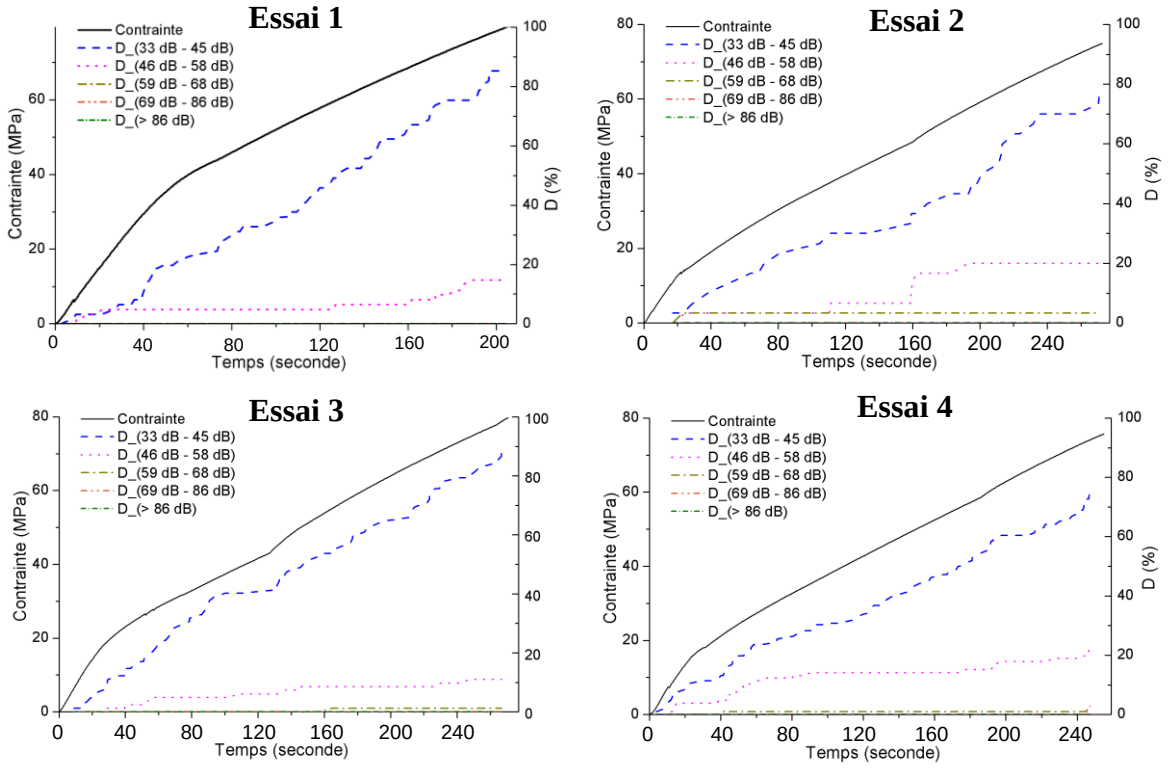


Fig. 4-10. Contrainte de traction et facteur d'endommagement (D) en fonction du temps pour les stratifiés $[45]_8$ avec cycle de cuisson normal sous traction

Observations microscopiques

La figure 4-11 expose le faciès de rupture pour le stratifié $[45]_8$ avec cycle de cuisson normal. On constate que la surface des fibres est très lisse (Fig. 4-11(a)), même la

veine des fibres étant observée 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 liée 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 faciès de rupture.

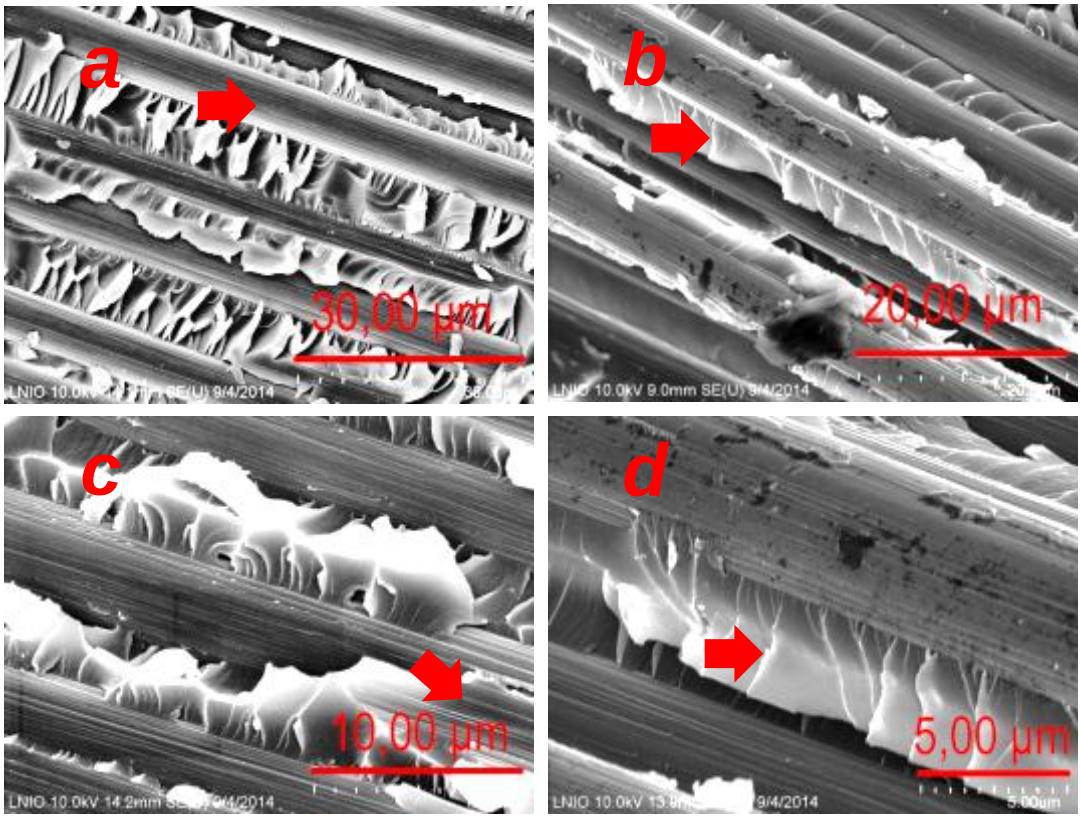


Fig. 4-11. Faciès de rupture pour le stratifié $[45]_8$ avec cycle de cuisson normal

Mode de rupture

En quantifiant les signaux d'émission acoustique, on obtient leur distribution en amplitude au moment de rupture pour les stratifiés 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 ° à 90 °, le facteur des microfissures représenté 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 $\theta \neq 90°$ 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/déformation dans les stratifiés $[30]_8$ et $[45]_8$ en figure 4-7.

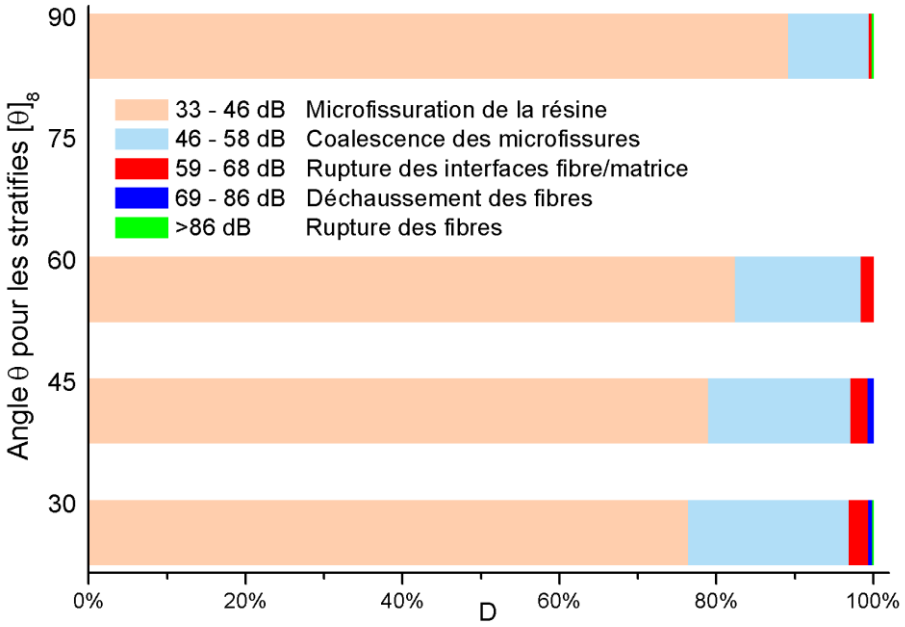


Fig. 4-12. Distribution des signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifiés $[\theta]_8$ (θ = 30, 45, 60, 90)

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 $[\theta]_8$.

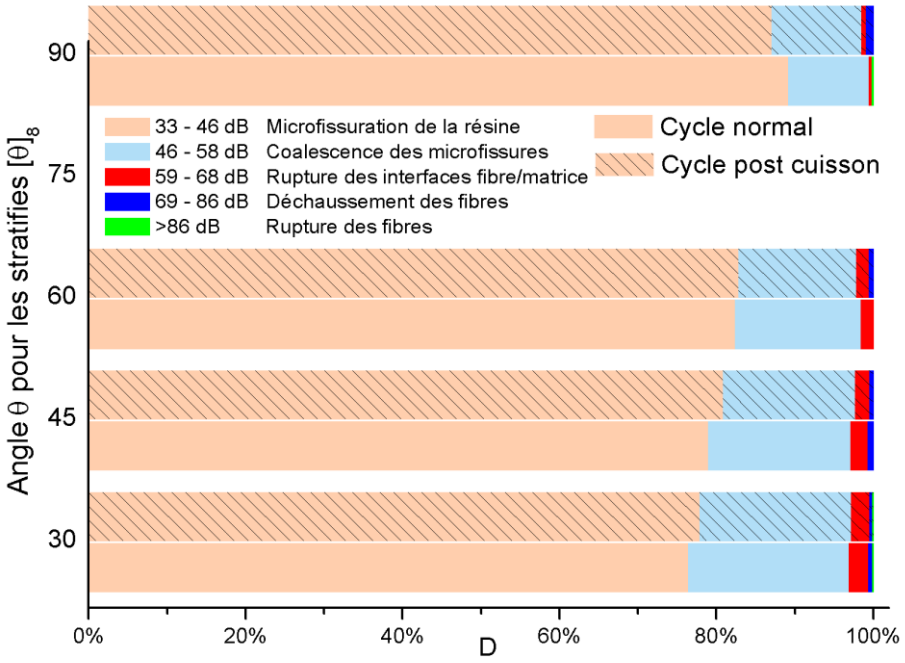


Fig. 4-13. Comparaison des distributions de signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifiés $[\theta]_8$ avec cycle normal ou cycle avec post-cuisson

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

Étant donné que l'influence de la modification des contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ a été étudiée dans le chapitre 3.4, nous allons réaliser les essais de traction sur les stratifiés 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 $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 30°, 45°, 60°, 90°$). Comme pour les stratifiés $[\theta]_8$, deux cycles de cuisson (cycle normal et post-cuisson) ont été employés pendant la fabrication des plaques. Le polystyrène (PS) est employé 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 fixées à $200\ mm \times 20\ mm \times 1{,}6\ mm$ avec une longueur de talon de $55\ mm$. La figure 4-14 montre les dimensions et la forme de l'éprouvette du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$.

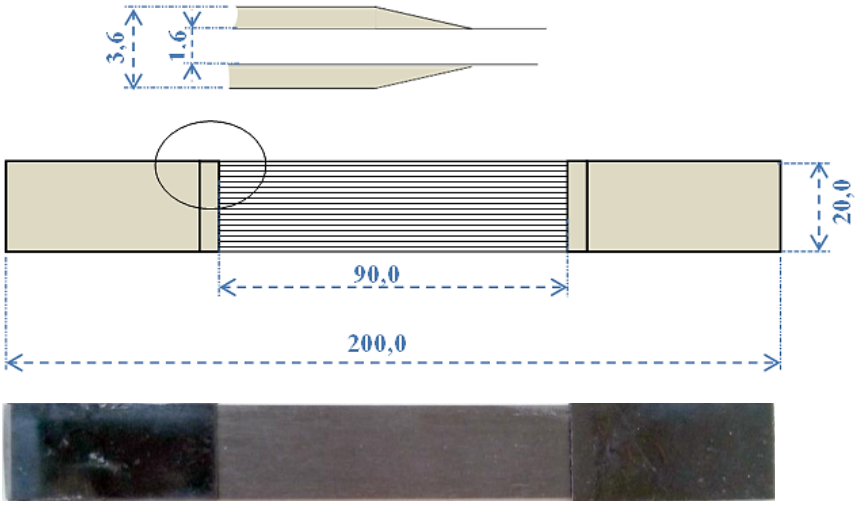


Fig. 4-14. Dimensions et forme de l'éprouvette des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

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.

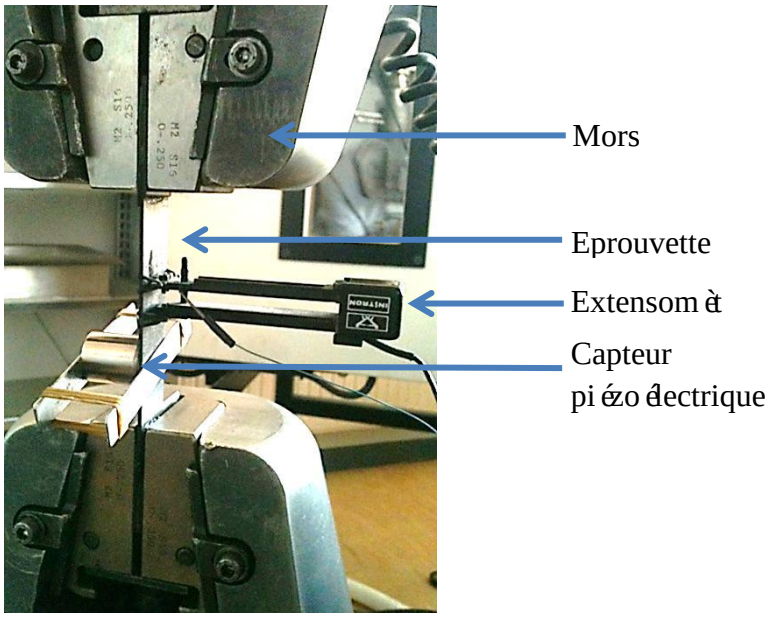


Fig. 4-15. Dispositif expérimental lors des essais de traction pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$

4.4.2 Résultats Expérimentaux

Les courbes de contrainte/déformation des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 30, 45, 60, 90) sont toutes pratiquement linéaires (Fig. 4-16). Les caractéristiques de ces stratifiés sont résumées et comparés avec ceux de post-cuisson dans les figures 4-17 (E_x), 4-18 ($\varepsilon_{x\text{-}rup}$) et 4-19 ($\sigma_{x\text{-}rup}$).

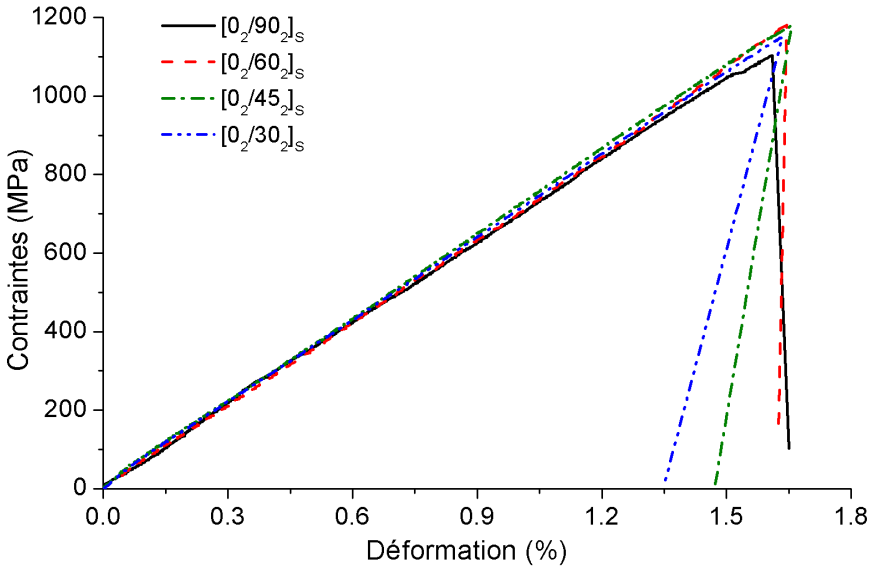


Fig. 4-16. Courbes de contrainte/déformation pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 30, 45, 60, 90) pendant l'essai de traction uni axiale

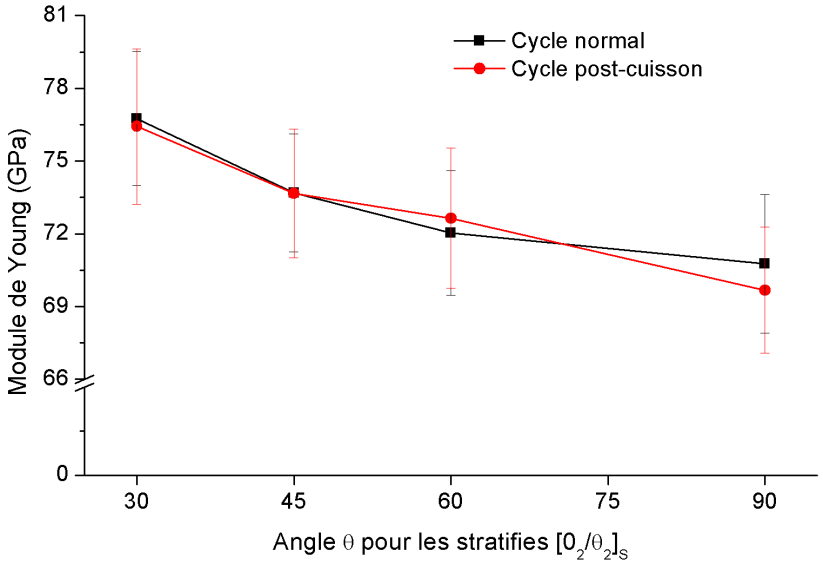


Fig. 4-17. Comparaison des modules d'Young pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi deux types de cuisson

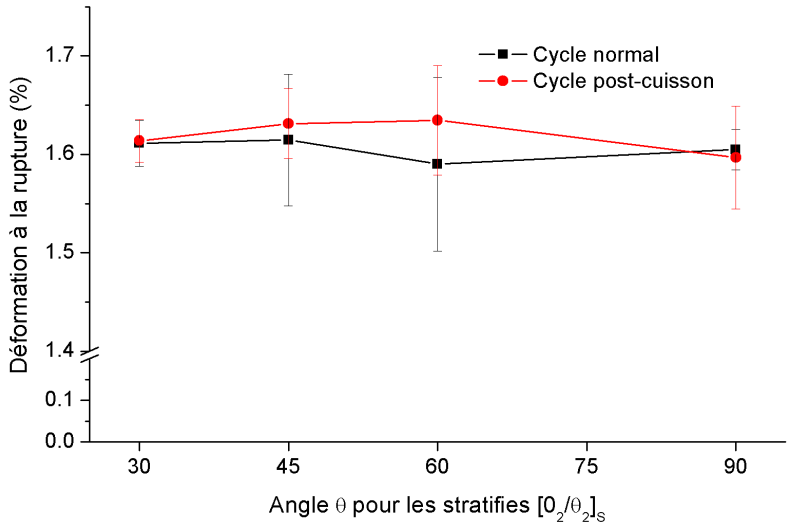


Fig. 4-18. Comparaison des déformations à la rupture pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ entre deux types de cuisson

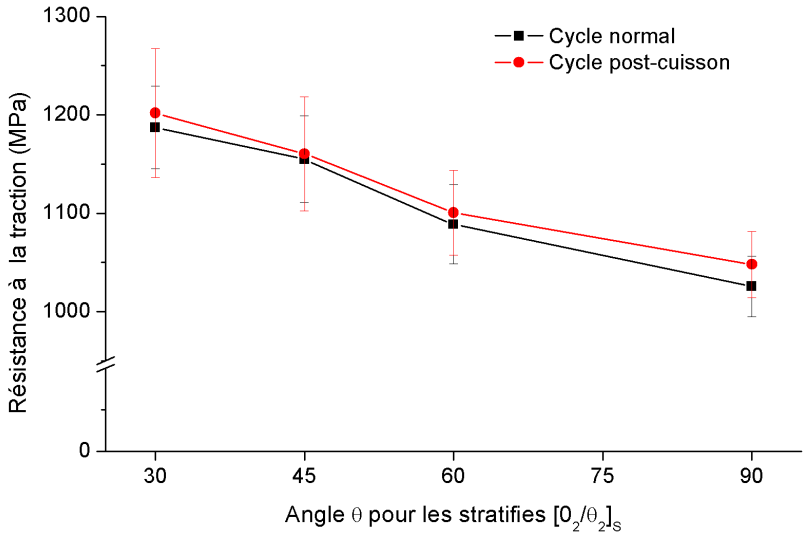


Fig. 4-19. Comparaison des résistances à la traction pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ entre deux types de cuisson

À partir de ces résultats, quatre points peuvent être remarqués :

1) Le module d'Young diminue avec l'augmentation de l'angle θ (Fig. 4-17) pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, mais celui-ci reste faible (de 76,4 GPa pour $[0_2/30_2]_S$ à 69,5 GPa pour $[0_2/90_2]_S$). Dans le cas de stratifiés identiques $[0_2/\theta_2]_S$ (θ fixé), la modification du cycle de cuisson n'a pas d'influence évidente sur le module d'Young des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.

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 déjà cassé (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 stratifiés (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 rassemblé comme la variation du module d'Young et de la déformation à la rupture. Du fait que la différence 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 être négligée.
4) Ces résultats ne donnant pas d'informations suffisantes pour évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique 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 présentent avec pour exemple un stratifié $[0_2/90_2]_S$ la contrainte de traction et le facteur d'endommagement D en amplitude en fonction du temps pour 4 essais de stratifiés $[0_2/90_2]_S$, avec le cycle de cuisson post-cuisson. La première phase est quasiment dépourvue de signaux acoustiques, leur apparition est observée 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 résiduelles 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 résultats des quatre essais, la proportion d'endommagement dans ce stratifié sous traction est stable. Le tableau 4-3 résume 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 affecté aux trois autres types d'endommagement mais leurs proportions sont variables. Pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$, on a en moyenne dans cette étude : rupture des interfaces fibre/matrice 1,6%, frottement fibre/matrice et déchaussement des fibres 1,7%, et rupture des fibres 1,2%.

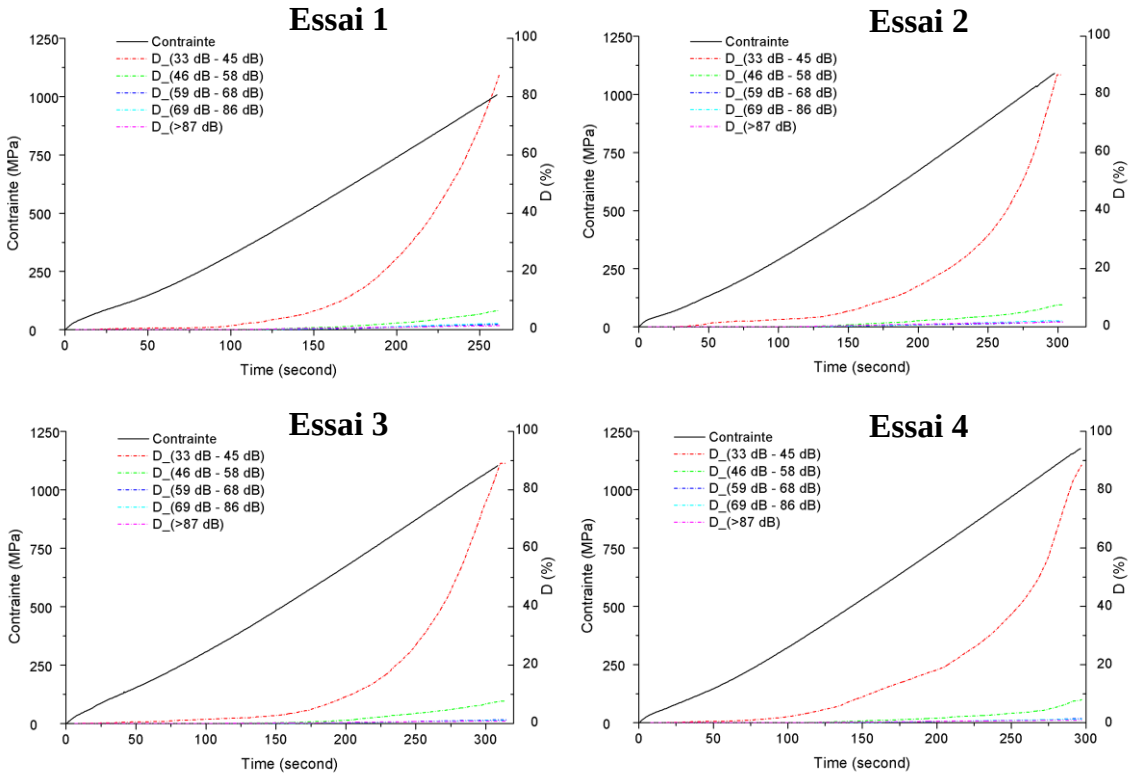


Fig. 4-20. Contrainte de traction et facteur d'endommagement (D) en fonction du temps pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson sous traction

Tab. 4-3. Facteur d'endommagement pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ 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 faciès de rupture dans les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ sont observés comme exemple pour le cycle post-cuisson à l'aide d'un microscope optique et d'un MEB (Fig. 4-21). Le faciès général de la rupture de ce stratifié est montré par la figure 4-21(a). Les plis internes (plis 90°) ont été cassés, section par section, comme présenté 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 observée 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 « délaminage », c'est-à-dire une décohésion entre deux plis d'orientations différentes. Le faciès de rupture pour les plis 0° est donné en figures 4-21 (d, e, f et g), montrant tous les types d'endommagement : rupture de la fibre (Fig. 4-21(d)), déchaussement 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 stratifiés sous traction résulte de la combinaison de tous ces types d'endommagement.

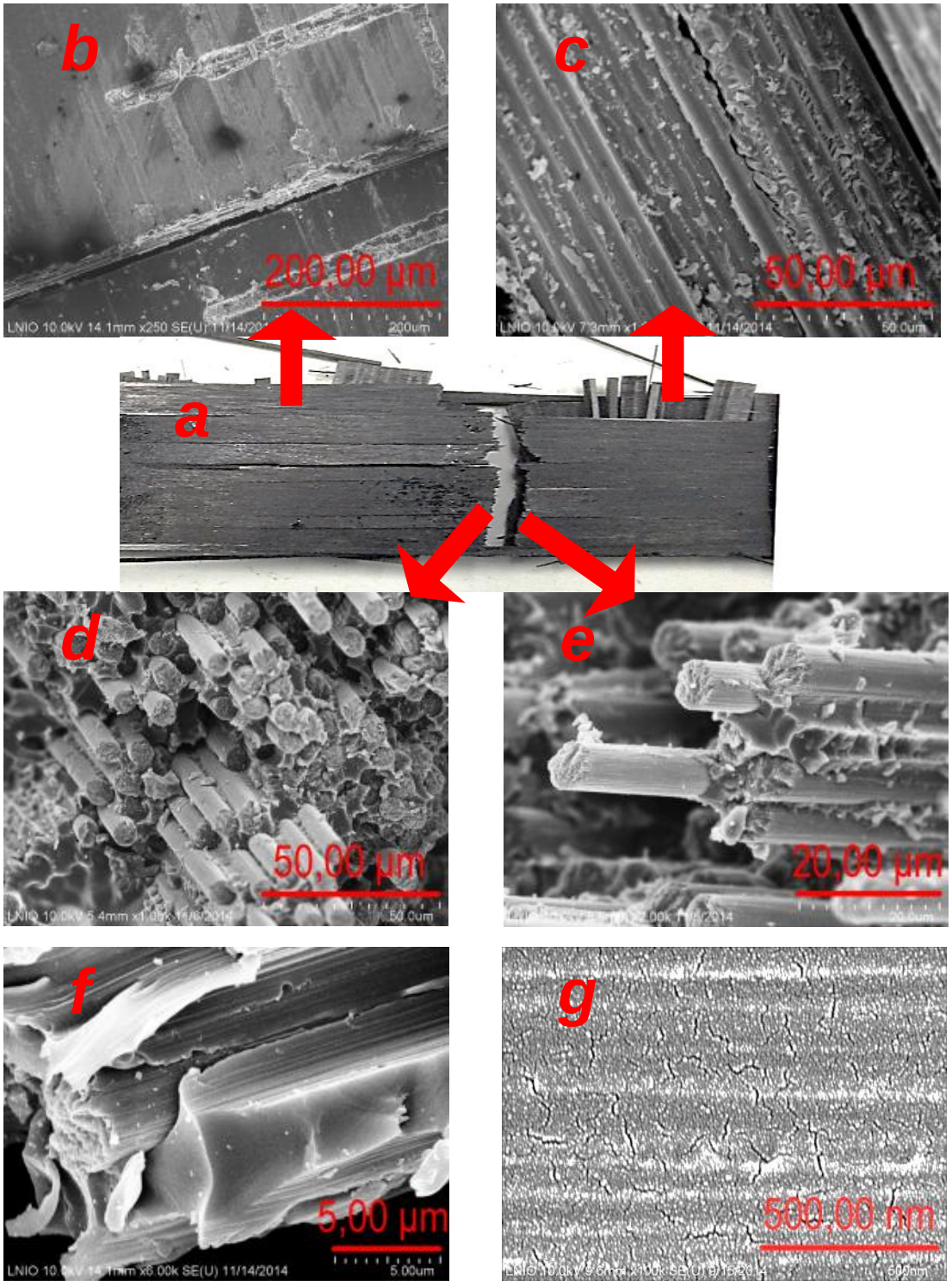


Fig. 4-21. Observations micrographiques de la rupture pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson

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 stratifiés $[\theta]_8$. La figure 4-22 présente la distribution des signaux en amplitude pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ 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.

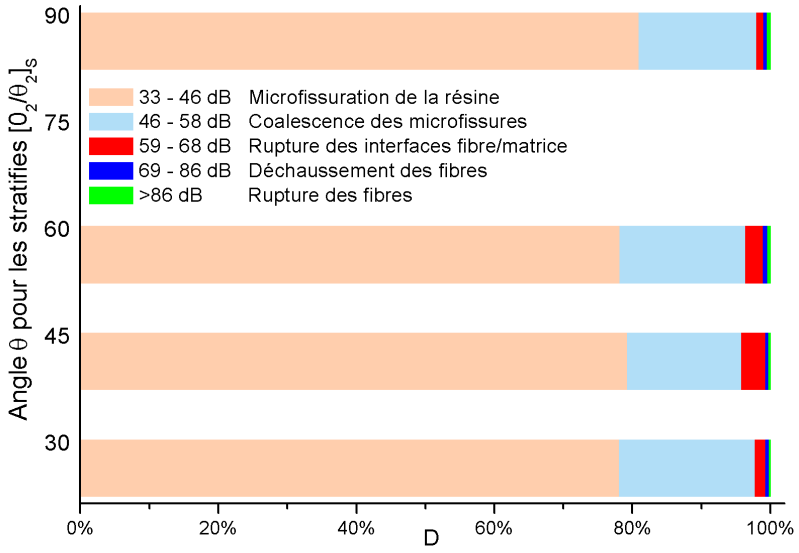


Fig. 4-22. Distribution des signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 30, 45, 60, 90)

Les résultats obtenus pour les deux cycles de cuisson sont aussi comparés en figure 4-23. L'intérêt est surtout porté sur les stratifiés fabriqués avec le cycle post-cuisson. À partir des résultats 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 stratifié avec deux cycles de cuisson différents. Une différence d'environ 10% sur les signaux dans l'intervalle 33 – 45 dB est constatée entre cycle normal et post-cuisson. Cela signifie que la modification du cycle de cuisson (post-cuisson 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.

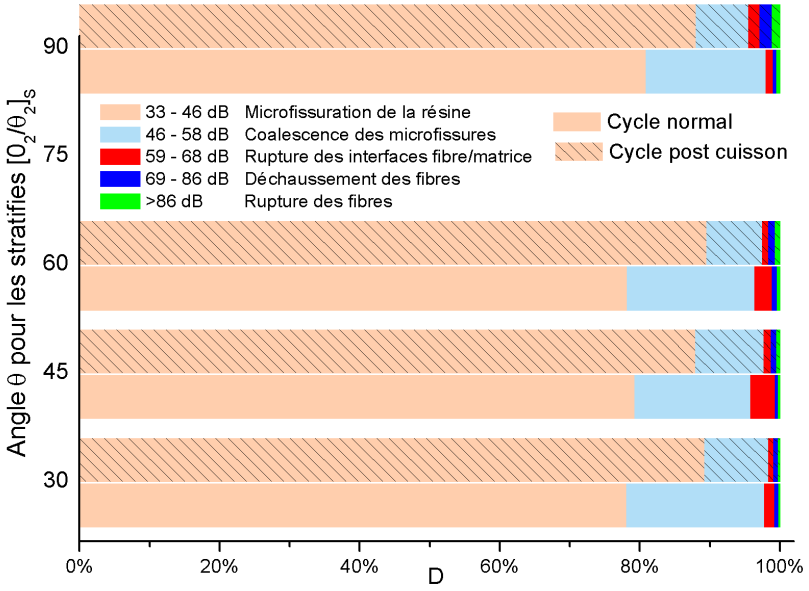


Fig. 4-23. Comparaison des distributions de signaux d'émission acoustique en amplitude pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec cycle normal et cycle post-cuisson

4.4.4 Amorçage d'endommagement

Dans le cas du stratifié $[0_2/\theta_2]_S$, une augmentation brutale de nombreux signaux a été constatée, en même temps, une augmentation brutale des énergies absolues délivrées 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 déterminer 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 stratifiés $[0_2/90_2]_S$ 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 montrés sur ces figures.

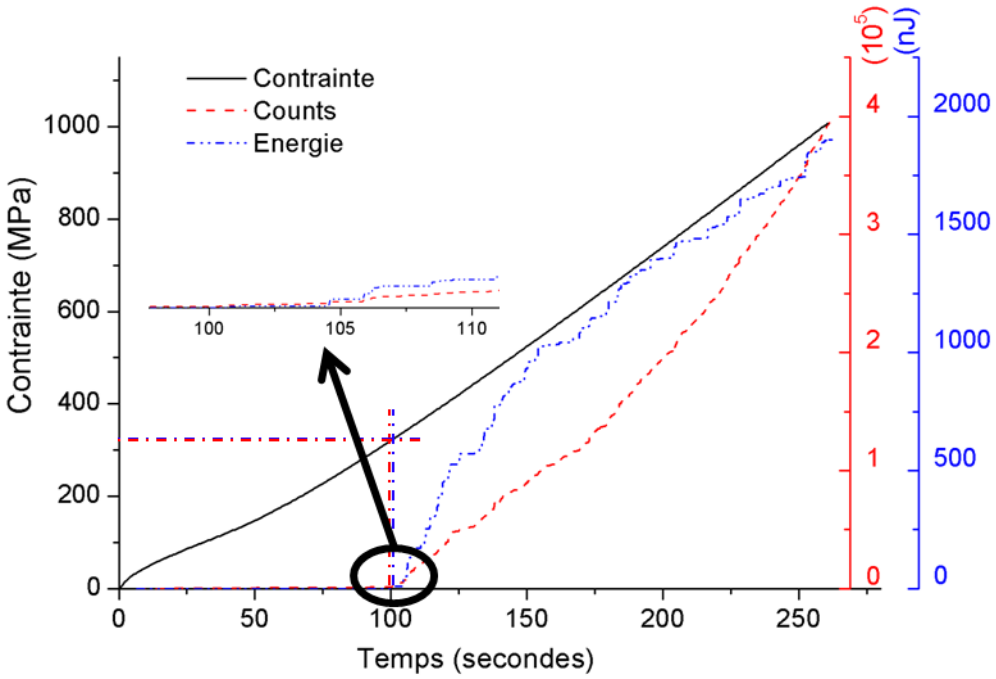


Fig. 4-24. Contrainte de traction, nombre de salves et énergie absolue en fonction du temps pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson sous traction

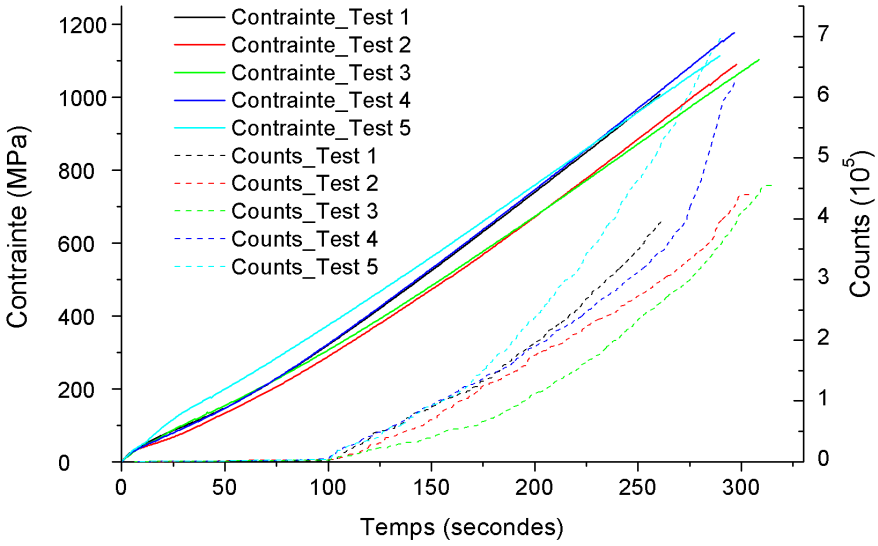


Fig. 4-25. Répétition des résultats de Contrainte/Counts en fonction du temps pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson sous traction

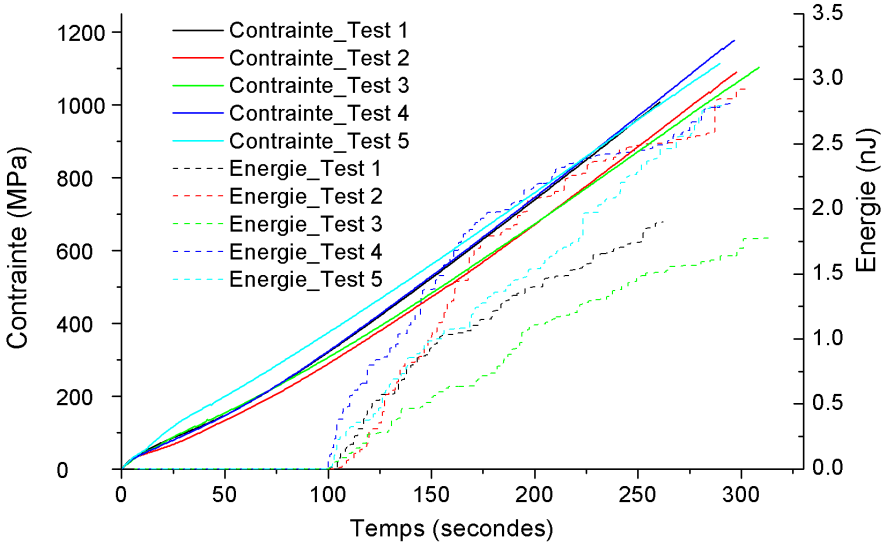


Fig. 4-26. Répétition des résultats de Contrainte/Energie en fonction du temps pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ avec le cycle post-cuisson sous traction

Résultats expérimentaux

En réalisant les mêmes analyses sur tous les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ($\theta = 30°, 45°, 60°, 90°$) fabriqués 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 données précises sont répertoriées dans le tableau 4-4.

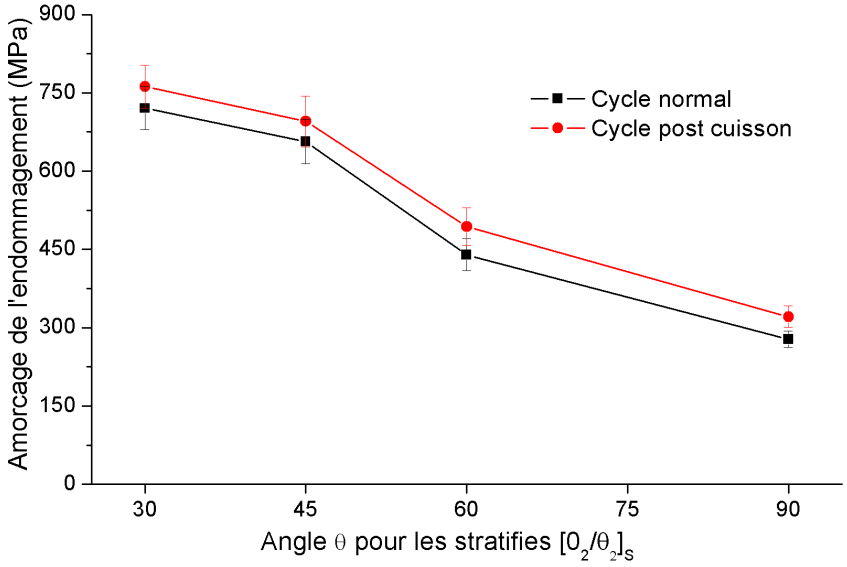


Fig. 4-27. Contrainte d'amorçage d'endommagement en fonction de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ avec deux cycles de cuisson différents

Tab. 4-4. Valeurs de contrainte d'amorçage pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ et différences entraînées par les différents cycles de cuisson

Stratifié	Contrainte d'amorçage d'endommagement (MPa)		
	Cycle normal	Cycle post-cuisson	Différence
$[0_2/30_2]_S$	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

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 résistance à la traction alors que l'amorçage commence à 26% pour le stratifié $[0_2/90_2]_S$. Ces résultats indiquent que l'empilement des plis, et notamment l'angle d'orientation des plis, influe le début d'endommagement dans les composites stratifiés. Une différence importante entre les deux types de cycle de cuisson a été également constatée. Pour le stratifié croisé $[0_2/90_2]_S$, 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 stratifié $[0_2/30_2]_S$, une faible amélioration 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 donné que la résistance σ_x des plis θ° est plus faible que celle des plis 0 ° (σ_1), le premier endommagement devrait avoir lieu au sein des plis θ. Accéder 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 effectué 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 différentes étapes en variant la grosseur du grain utilisé, P240, P400, P800 et enfin P1000. Après polissage, la surface latérale est lisse permettant une observation très 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 $[0_2/90_2]_S$

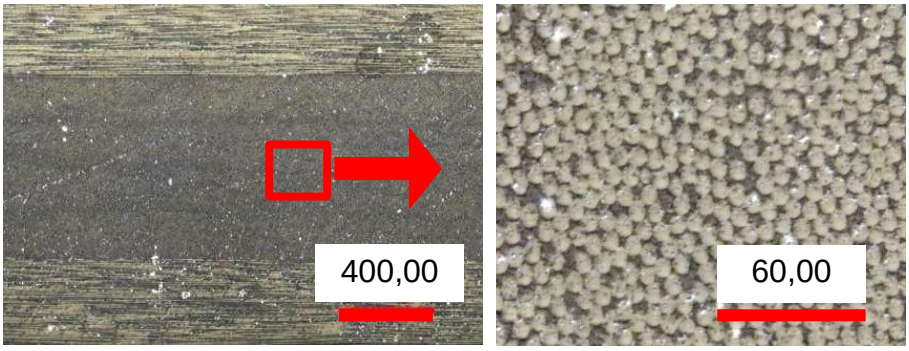


Fig. 4-29. Surface latérale de l'éprouvette avant l'amorçage d'endommagement

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 à la rupture du premier pli au niveau macroscopique.

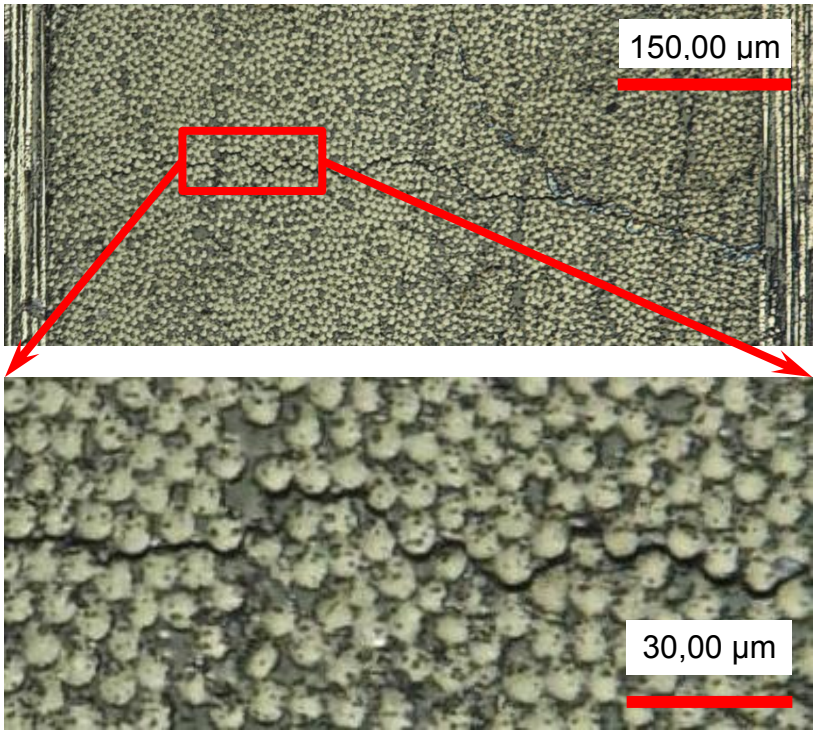


Fig. 4-30. Surface latérale de l'éprouvette après l'amorçage d'endommagement

4.5 Critère de rupture des plis transversaux dans les stratifiés en tenant compte des contraintes résiduelles

Dans la partie précédente, nous avons déterminé les contraintes d'amorçage d'endommagement à partir des signaux acoustiques et des observations microscopiques. Nous avons trouvé que ces contraintes correspondent aux résistances à la traction des premiers plis. Vu que les contraintes résiduelles pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ont été déterminées par la méthode du trou incrémental dans notre étude, nous pouvons étudier le rôle des contraintes résiduelles au sujet de la rupture du premier pli dans ces stratifiés. Dans un premier temps, à l'aide d'une étude théorique, les résistances transversales locales des plis sont déterminées; ensuite, nous ferons un bilan sur les critères de rupture des plis transversaux pour les composites stratifiés ; enfin, l'importance des contraintes résiduelles sur la rupture transversale du stratifié sera mise en évidence en adaptant les résultats expérimentaux à ces critères de rupture.

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

Les études expérimentales ont montré que la résistance transversale locale d'un pli dans un stratifié dépend 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-à-dire 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 modèles proposés 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 brièvement les modèles associés.

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 déterminer les composantes individuelles du taux de restitution d'énergie basé sur l'analyse d'une fissure dans un pli unidirectionnel avec la mécanique élastique linéaire de la rupture.

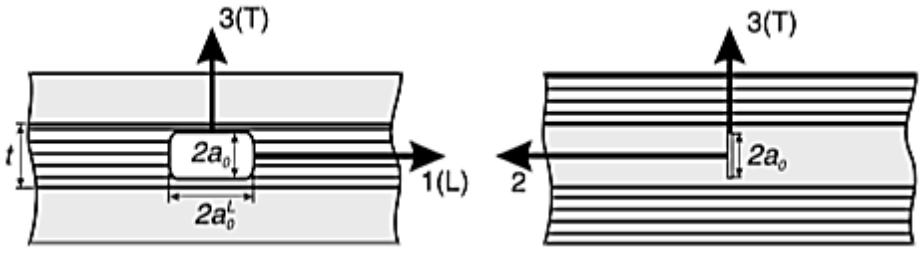


Fig. 4-31. Geométrie de fissure dans les plis internes (Camanho et al. 2006)

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

1) la résistance transversale locale à la traction

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

2) la résistance transversale locale au cisaillement

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

Où 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 stratifié

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 $\bar{\bar{\sigma}} = \sigma_{ij}$. 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 :

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

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.

Critère de Tsai-Hill (Critère couplé)

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

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

Avec

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

$\boldsymbol{X}$: Résistance à la traction dans la direction de la fibre

$\boldsymbol{Y}$: Résistance à la traction dans la direction transversale

$\boldsymbol{S}$: Résistance au cisaillement

Critère de Tsai-Wu (Critère tensoriel)

Étudiant le comportement non symétrique des matériaux en traction et en compression, Tsai et Wu (Tsai and Wu 1971) ont systématisé le 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 :

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

Avec

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

$\boldsymbol{F_i, F_{ij}}$: Termes d'interaction :

$$F_{11} = \frac{1}{X^+X^-} ; F_{22} = \frac{1}{Y^+Y^-} ; F_{12} = -\frac{1}{2}\frac{1}{\sqrt{X^+X^-Y^+Y^-}} ;$$

$$F_{66} = \frac{1}{S^2} ; F_1 = \frac{1}{X^+} - \frac{1}{X^-} ; F_2 = \frac{1}{Y^+} - \frac{1}{Y^-}$$

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.

Critère de Hashin (Critère phénoménologique)

Afin de cerner plus précisément les phénomènes de rupture, Hashin (Hashin 1980) a préconisé 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 :

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

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 :

1) l'état des contraintes sans contrainte résiduelle en utilisant les résistances globales ;
2) l'état des contraintes avec contraintes résiduelles en utilisant les résistances globales ;
3) l'état des contraintes sans contrainte résiduelle en utilisant les résistances locales ;
4) l'état des contraintes avec contraintes résiduelles en utilisant les résistances locales.

L'état des contraintes provoquées par la sollicitation extérieure dans les plis θ est déterminé par la théorie classique des stratifiés. Les contraintes résiduelles ont été déterminées 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 : $\bar{\bar{\sigma}}_{final} = \bar{\bar{\sigma}}_{appliquée} + \bar{\bar{\sigma}}_{contrainte\ résiduelle}$. Il faut noter que toutes les contraintes sont exprimées dans le repère du pli. En outre, les propriétés mécaniques des plis unidirectionnels sont référencées dans le tableau 4-5, selon les bases de données du fournisseur.

Tab. 4-5. Propriétés mécaniques des plis unidirectionnels

E_1(GPa)	135	Résistance longitudinal à la traction X^+ (MPa)	1905
E_2, E_3(GPa)	9,5	Résistance longitudinal à la compression X^- (MPa)	1410

G_{12}, G_{13}(GPa)	5,27	Résistance transversale à la traction Y^+ (MPa)	47
G_{23}(GPa)	3,39	Résistance transversale à la compression Y^- (MPa)	130
		Résistance 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 $\varphi(\bar{\bar{\sigma}})$ sont égales à 1 par défaut et interprétées de la manière suivante :

1) Si $\varphi(\bar{\bar{\sigma}}) < 1$, les plis restent dans un état de sécurité ;
2) Si $\varphi(\bar{\bar{\sigma}}) = 1$, les plis atteignent la rupture;
3) Si $\varphi(\bar{\bar{\sigma}}) > 1$, impossible, les plis ont été déjà cassés.

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 $\varphi(\bar{\bar{\sigma}})$ 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 :

1) L'application des critères de rupture en absence de contrainte résiduelle ne permet pas de prévoir la rupture des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, 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 $\varphi(\bar{\bar{\sigma}})$ 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 $[0_2/60_2]_S$ avec la courbe noire et pour le stratifié $[0_2/30_2]_S$ avec la courbe bleue ; cependant, pour les stratifiés généraux $[0_2/\theta_2]_S$, 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 donnés par les courbes en figure 4-32(a). Nous notons que ces deux courbes sont généralement stables avec la variation de l'angle θ pour les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. 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 stratifiés.

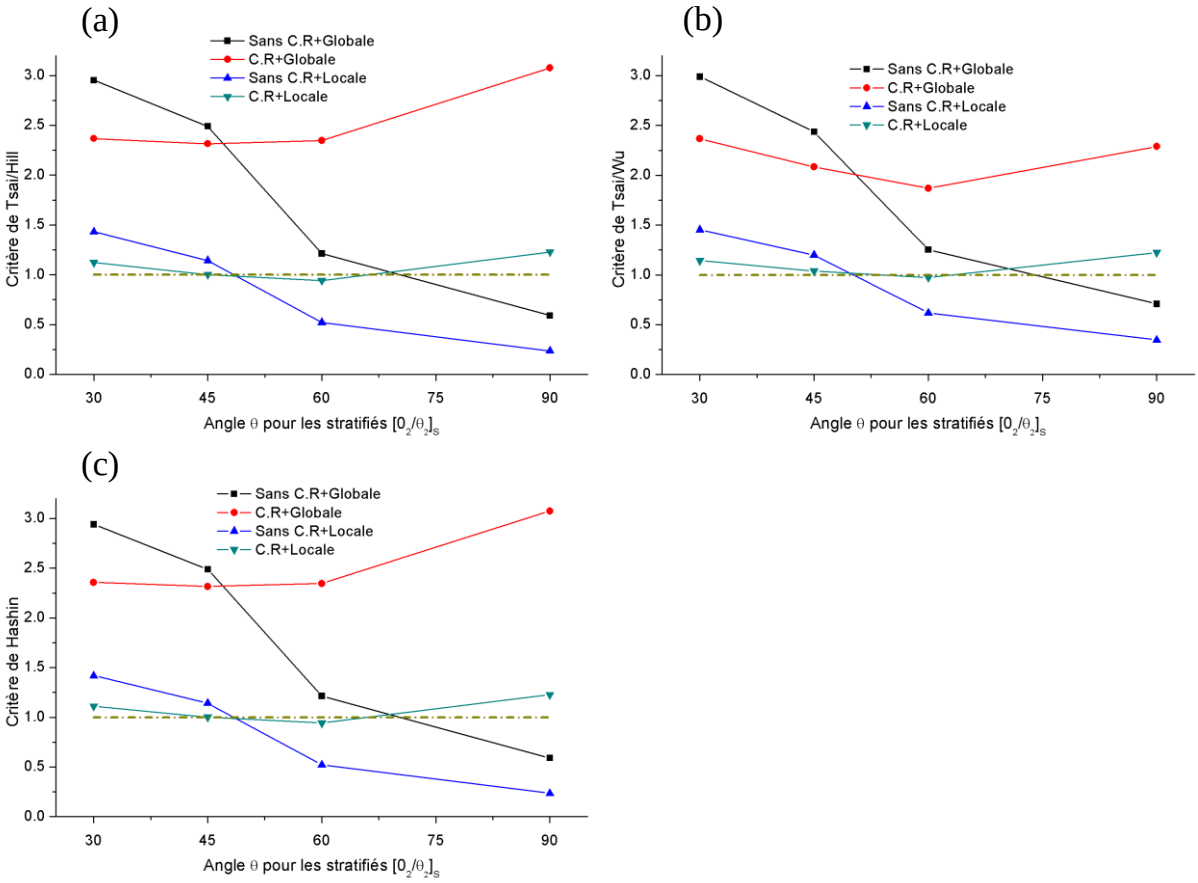


Fig. 4-32. Application des critères de rupture pour prévoir la rupture des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi un cycle de cuisson normal : (a) Critère de Tsai-Hill ; (b) Critère de Tsai-Wu ; (c) Critère de Hashin

3) Nous avons comparé les performances de ces trois différents critères (Fig. 4-32). On constate que ces trois critères sont à peu près identiques dans la prédiction de la rupture des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$. Les deux premiers points ont été retrouvés sur les résultats des critères 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.

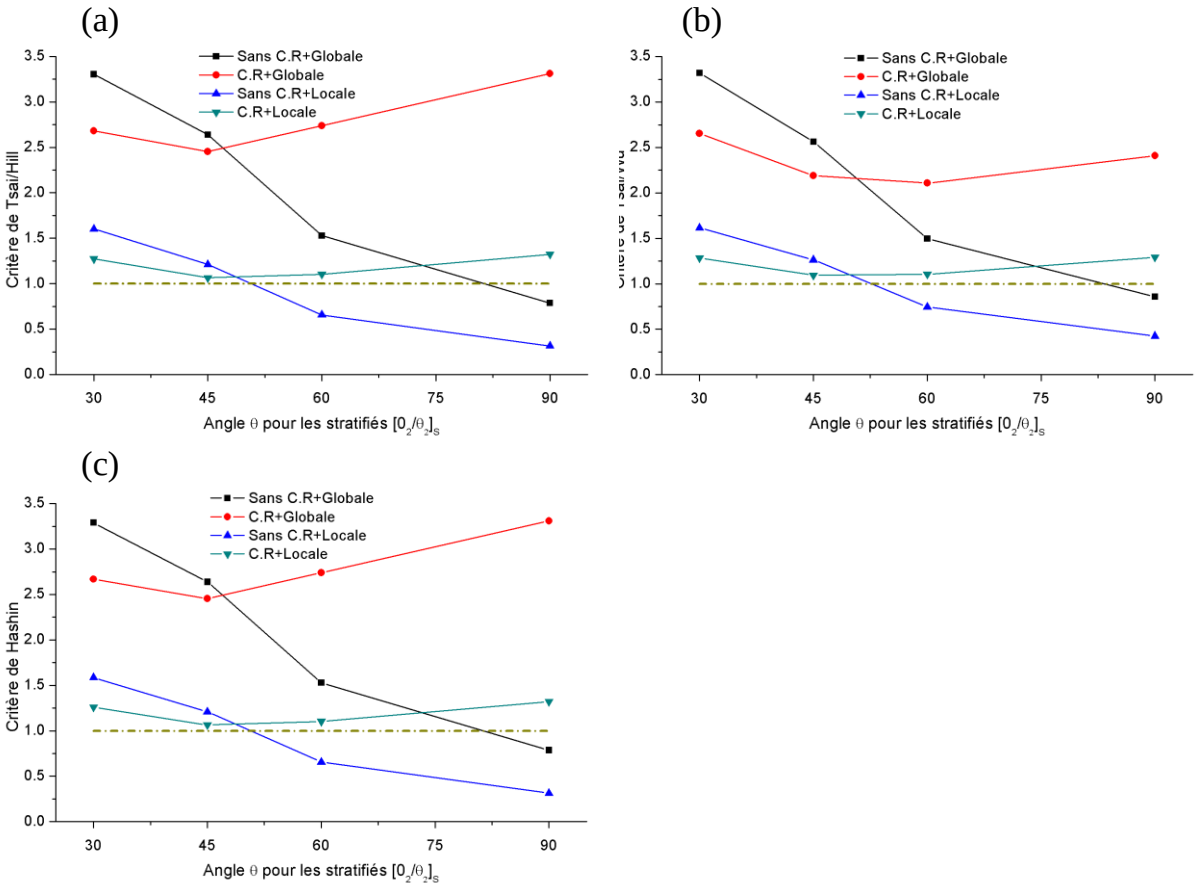


Fig. 4-33. Application des critères de rupture pour prévoir la rupture des plis θ dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ayant subi le cycle de cuisson avec post-cuisson : (a) Critère de Tsai-Hill ; (b) Critère de Tsai-Wu ; (c) Critère de Hashin

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 été mise 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 montré 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 montré 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 stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, la réduction des contraintes résiduelles 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 montré que les proportions des différents endommagements dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ sont presque identiques. En revanche, le cycle de cuisson diminue la présence des microfissures dans les stratifiés après leurs fabrication en comparant leurs proportions pour les stratifiés ayant subi différents cycle de cuisson.

À l'aide des observations microscopiques, la rupture du premier pli a été associée à l'amorçage de rupture détectée 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 légèrement améliorer 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 adaptée dans les critères de rupture (critères de Tsai-Hill, Tsai-Wu et Hanshin). Les résultats analytiques ont montré que le rôle des contraintes résiduelles peut être considéré 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 générale et perspectives

Cette étude a été effectuée sur les contraintes résiduelles dans les composites stratifiés en tenant compte de leurs influences sur les performances de ces matériaux. Ce travail a permis de cibler deux objectifs: la détermination expérimentale des contraintes résiduelles dans les stratifiés ±θ, notamment les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ et l'étude de leur influence sur le comportement mécanique des stratifiés.

Détermination des contraintes résiduelles dans les stratifiés ±θ

Afin de compléter 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 déformations induites par la relaxation de ces contraintes. En combinant les coefficients de calibration déterminés par simulation numérique dans la formule et grâce à la réalisation des essais expérimentaux de méthode du trou incrémental, les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ (θ = 0, 30, 45, 60, 90) ont été obtenues. Nous avons constaté une distribution non-uniforme de ces contraintes dans ces stratifiés. Cependant, les contraintes dans les plis avec même 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 proposée ont été comparées avec les résultats obtenus pour les stratifiés $[0_2/90_2]_S$ 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 linéaire, 2 MPa pour 0 ° et 50 MPa pour 90 °.

Les contraintes résiduelles dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$ ont été modélisées analytiquement en adaptant un modèle thermoélastique du matériau avec la théorie classique des stratifiés. Selon les résultats théoriques, nous avons utilisé deux paramètres pour évaluer le niveau de contraintes résiduelles : la dilatation thermique de la matrice et la différence de températures 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 résultats expérimentaux des stratifiés $[0_4/\theta_4]_S$ ont indiqué

que l'épaisseur du stratifié influe également sur la distribution globale des contraintes résiduelles, notamment sur la partie proche de la surface, dans laquelle les contraintes résiduelles diminuent légèrement par rapport au centre des stratifiés. Ensuite, La modification du cycle de cuisson en combinant un palier de post-cuisson et une vitesse lente de refroidissement réduisent les contraints résiduelles d'environ 20% dans les stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$.. Enfin, nous avons constaté que le vieillissement hydrothermique à court terme (< 10 jours) peut relaxer les contraintes résiduelles de l'ordre de 25% sans perte de propriétés mécaniques (module d'Young, résistance à la traction et déformation à la rupture) des stratifiés.

<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 stratifiés et sur les propriétés mécaniques des stratifiés a été réalisée 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 mécanique. Dans le cas des stratifiés $[0_2/\theta_2]_S$, 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 stratifié $[0_2/\theta_2]_S$ diminue avec la croissance de l'angle θ. De plus, la réduction des contraintes résiduelles par modification du cycle de cuisson peut légèrement améliorer la résistance des plis θ. Pour une analyse quantitative, le rôle des contraintes résiduelles est considéré comme une superposition simple avec les efforts extérieurs appliqués, 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 résiduelles en prévoyant la rupture du premier pli dans les stratifiés.

Perspectives

Correspondant à deux objectifs de ce travail, les perspectives dérivant de ce travail se résument à deux aspects différents :

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 entraînées 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 perpendicularité 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 résiduelles sur comportement des stratifiés. Dans ce travail, les influences des contraintes résiduelles ont été étudiées seulement en cas de traction statique. Les autres types de sollicitation, même les sollicitations dynamiques (fatigue et choc), restent à réaliser. Dans les perspectives, plusieurs paramètres des stratifiés 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 imprévisibles au sein du matériau, etc. L'approche d'homogénéisation et de micro-macro permet de prendre en compte ces paramètres pour pouvoir étudier le comportement mécanique des composites stratifiés, avec la présence des contraintes résiduelles.

Références

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 fiber-reinforced 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 process-induced 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 fiber-reinforced 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 co-cure 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 process-induced 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 hole-drilling 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 hole-drilling 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 through-thickness 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 off-center 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 processing-induced residual stresses in composite materials". *Journal of Composite Materials* 27 (14):1352-1378.

Wiersma H, Peeters L et al. (1998). "Prediction of springforward in continuous-fibre/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 ±θ

Cette thèse comprend deux parties : Détermination des contraintes résiduelles dans les composites stratifiés ±θ 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 ±θ 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 ±θ. 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 - matériaux, propriétés mécaniques.

Contribution to the Study of Residual Stresses on the Mechanical Behavior of Composite Laminates ±θ

This thesis work consists of two main parts: Determination of residual stresses in composites laminates ±θ, 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 ±θ 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 ±θ. 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 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 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 :

CHINA SCHOLARSHIP COUNCIL

utt université de technologie Troyes

Ecole Doctorale "Sciences et Technologies"