

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAITRISE EN GÉNIE MÉCANIQUE
M.Ing.

PAR
FRANÇOIS-SIMON GAUTHIER

INTÉGRATION DES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME DANS UN COMPOSITE

MONTRÉAL, 16 JANVIER 2006

©Droits réservés de François-Simon Gauthier

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Henri Champlaud, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Patrick Terriault, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Vladimir Brailovski, codirecteur
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Anh Dung Ngo, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC
LE 13 DÉCEMBRE 2005
À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

INTÉGRATION DES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME DANS UN COMPOSITE

François-Simon Gauthier

RÉSUMÉ

La fissuration et le délaminage sont parmi les problèmes les plus fréquemment observés lorsqu'il est question d'endommagement des composites. Pour augmenter la sécurité, un système de détection de défauts est inséré à l'intérieur du composite, avec la possibilité de ralentir ou arrêter la propagation des défauts.

Les Alliages à Mémoire de Forme (AMF) assurent le rôle de capteur et d'actionneur. Ils ont un facteur de jauge au dessus de 5 sur une plage de déformation d'environ 4 %.

Des tests de traction jumelés à l'émission acoustique permettent de bien caractériser les prototypes. Les résultats démontrent que les matériaux utilisés et la conception ne sont pas encore optimaux pour l'activation mécanique

Un modèle éléments finis représentant la présente conception est fabriqué. La technique numérique d'accumulation des éléments brisés rejoint la méthode d'écoute par émission acoustique pour la détermination de la contrainte et la déformation de détérioration.

INTÉGRATION DES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME DANS UN COMPOSITE

François-Simon Gauthier

SOMMAIRE

Le domaine aéronautique est souvent relié aux mots performance, précision, fiabilité, légèreté et qualité. Les composites de carbone / époxy font donc de plus en plus partie des matériaux qui composent les avions modernes grâce à leurs propriétés mécaniques remarquables. Cependant, certains problèmes sont reliés à l'utilisation de ces composites. Par exemple, le manque de connaissance dans la prédiction des durées de vies. Bien qu'ils offrent de grandes performances mécaniques compte tenu de leur faible densité, ils sont fragiles et très sensibles aux défauts. La fissuration, le délaminage et le bris des fibres sont parmi les problèmes les plus fréquemment observés lorsqu'il est question d'endommagement. Puisqu'ils sont difficiles et très coûteux à détecter, le concept d'utiliser un système de détection des défauts à même la structure prend tout son sens. De plus, avec la possibilité de ralentir ou arrêter la propagation des défauts, cette structure intelligente offre performance, sécurité accrue et réduction des coûts de maintenance.

Le système de détection et ralentissement de défauts est assuré par l'intégration des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) dans le composite. Dans l'état martensitique, les fils de TiNi possèdent un facteur de jauge au dessus de 5 sur une plage de déformation d'environ 4 %. Ces excellentes performances ne sont pas obtenues avec les matériaux couramment utilisés dans la fabrication des jauges de déformation.

L'introduction des nouveaux matériaux se fait nécessairement avec des nouvelles procédures de fabrication. La méthode d'ensachage sous vide est utilisée avec une résine réticulant à température ambiante pour ne pas endommager et activer les AMF lors de la cuisson. De plus, un gabarit est nécessaire pour retenir et positionner les 20 fils par échantillons. Avec seulement 2,75 % volumique de fils d'AMF, l'activation par effet Joule causant une contrainte de compression à l'intérieur du composite n'est pas détectée. Le problème majeur provient du ramollissement de la résine utilisée lors de l'élévation de température. Ces observations sont possibles grâce aux tests de traction et à l'utilisation de l'émission acoustique. De plus, l'intégration d'un renfort de gros diamètre comparativement aux fibres de carbone réduit d'une dizaine de pour cent la contrainte et la déformation de détérioration. Les matériaux utilisés et la conception ne sont donc pas encore optimaux pour l'activation mécanique.

Un modèle éléments finis représentant la présente conception confirme l'hypothèse expérimentale. La technique numérique d'accumulation des éléments brisés rejoint la méthode d'écoute par émission acoustique pour la détermination de la contrainte et la déformation de détérioration. La prochaine conception se tourne vers les préimprégnés résistants à de hautes températures et utilisant des AMF encore mieux développés.

INTEGRATION OF SHAPE MEMORY ALLOY IN A COMPOSITE

François-Simon Gauthier

ABSTRACT

The aeronautical domain is often associated with words like performance, precision, reliability, lightness and quality. Carbon / epoxy composites are being used more and more in modern airplanes. Nevertheless, problems are still related to the usage of these composites like the lack of knowledge in predicting its lifetime. Even if they offer very good mechanical performances, considering their low densities, they are fragile and very sensitive to defects. Flaws, delaminations and broken fibers are frequent problems that can be observed when it is a question of damages. Since they are difficult and very costly to detect, the idea of using an embedded system in the composite able to detect such defects sounds very interesting. Moreover, with the possibility of slowing down or even stopping the crack propagation, this smart structure offers performance, raises security and reduces maintenance costs.

The health monitoring combined with a healing system is assured by embedding Shape Memory Alloys (SMA) into the composite. In the martensitic state, NiTi wires have a gauge factor above 5 on an average of 4 % strain range. These amazing performances are not obtained with standard materials used for manufacturing strain gauges.

Introduction of new materials is done necessarily with new manufacturing procedures. For example, the concept of using a bagging vacuum with a room curing resin in order to prevent damages and avoid activating SMA. The use of a special jig is also needed to keep the wires in the right alignments. With only 2,75 % volume of SMA, the activation by Joule effect, which causes a compression stress inside the composite, is not enough to see changes in the material's performance. The major problem comes from the resin rubber behaviour when the temperature is raised. These reports are done on the tensile test with acoustic emission system. Also, embedding big diameter wires, compare to carbon fibers, reduces about ten percent the stress and strain deterioration limit. The design and materials are therefore not optimum for the mechanical activation.

Finite element analyses that simulate the actual design, confirm the experimental hypothesis. The numerical technique of the accumulation of broken elements works like the hearing method of acoustic emission to find both stress and strain deteriorations. The next design considered will use resistant temperature prepreg and better developed SMA wires.

REMERCIEMENTS

Je voudrais en premier lieu remercier mon directeur, M. Patrick Terriault, et co-directeur, M. Vladimir Brailovski, pour avoir cru en mon potentiel, pour leur soutien, patience et précieux conseils. Sans oublier leurs fortes influences sur ma candidature qui m'a permis d'obtenir un emploi tout juste après avoir complété ce mémoire.

Merci à l'École de technologie supérieure de m'avoir octroyé une bourse sans laquelle ce mémoire aurait été impossible.

Merci aux étudiants du laboratoire LAMSI avec lesquels j'ai passé de précieux moments de questionnement sur les matériaux ou tout simplement des discussions amicales. Merci spécifiquement à Vincent sans oublier Yannick, Éléna, Pierre-Luc, Pierre, Daniel, Philippe, François, Olivier, et tous les stagiaires qui ont travaillé au laboratoire pendant mon séjour.

Je dois aussi remercier ma famille qui m'est d'un précieux soutien, qui m'encourage toujours dans tout ce que j'entreprends et que j'aime de tout mon cœur! Michel, Jacinthe, Julie, Brigitte, Martin et les tout petits derniers Thomas et Tatyana, merci.

Merci à tous mes amis qui sont sans trop le savoir ma source d'énergie. Mathieu, avec ta future femme Catherine, la gang du cégep / baccalauréat avec qui les contacts et les bons souvenirs sont encore très présents. Tous les pilotes de moto que je côtoie, que je partage des sensations extrêmes et des beaux voyages. Plus spécifiquement Marc avec sa merveilleuse petite famille. Enfin, merci à toutes les nombreuses partenaires de salsa qui me font déhancher chaque semaine, et sans oublier ma partenaire de

choix, la seule et unique, Julie, pour son amitié fidèle et sincère, sa patience incroyable et son très grand cœur.

En terminant l'écriture de ce mémoire, une nouvelle page se tourne sur ma vie. Le marché du travail débute, et oui enfin papa, de nouveaux défis et de nouvelles expériences m'attendent. En espérant que la joie de vivre et la passion de connaissances me combleront autant que dans mes années d'études.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
SOMMAIRE	i
ABSTRACT	ii
REMERCIEMENTS	iii
TABLE DES MATIÈRES	iv
LISTE DES TABLEAUX	vii
LISTE DES FIGURES	ix
LISTE DES ABRÉVIATIONS ET DES SIGLES	xiii
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 RECENSION DES ÉCRITS	2
1.1 Composites	2
1.1.1 Structure, fabrication et propriétés des composites	3
1.1.2 Endommagements des composites	9
1.1.3 Critères d'endommagement	14
1.1.4 Méthodes d'inspection des composites	19
1.2 Les alliages à mémoire de forme (AMF)	21
1.2.1 Aspects thermomécaniques des AMF	21
1.2.2 Effet mémoire de forme simple sens	23
1.2.3 Génération de contrainte au chauffage	24
1.3 Philosophie de conception, fabrication et inspection en aéronautique	26
1.3.1 Utilité des systèmes intelligents en aéronautique	28
1.3.2 Intégration des AMF et leurs effets dans les composites	29
1.3.3 Caractérisation des composites hybrides intégrant des AMF	35
1.4 Problématique et objectif de recherche	38
CHAPITRE 2 CAPTEUR RÉSISTIFS EN ALLIAGE TINI À MÉMOIRE DE FORME ...	40
2.1 Principe d'une jauge de déformation	40
2.1.1 Circuits de conditionnement	43
2.1.2 Éléments théoriques du facteur de jauge	46
2.2 Essais expérimentaux sur les performances des AMF pour les capteurs résistifs	48
2.2.1 Mesure des températures de transformation	49
2.2.2 Comportement mécanique des AMF	51
2.2.3 Comportement électrique résistif des AMF	53

CHAPITRE 3 ACTIONNEURS EN ALLIAGE TINI À MÉMOIRE DE FORME.....	58
3.1 Génération de contrainte par les fils AMF	58
3.2 Caractéristiques des tests de récupération de contrainte.....	59
3.3 Contrôle de la température pour l'activation.....	63
3.4 Puissance électrique nécessaire pour l'activation du système.....	66
CHAPITRE 4 COMPOSITES HYBRIDES.....	69
4.1 Préparation des fils.....	69
4.2 Préparation et fabrication du composite hybride	71
4.3 Analyse des dommages par émission acoustique	77
4.4 Essais de traction combinés avec l'analyse acoustique.....	81
4.5 Discussion	93
CHAPITRE 5 MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DES COMPOSITES HYBRIDES	95
5.1 Définition des éléments, constantes réelles et matériaux utilisés dans le logiciel <i>Ansys</i>	95
5.2 Description physique du modèle utilisé	96
5.3 Maillage et conditions aux frontières	100
5.4 Simulation des dommages	102
5.5 Hypothèses simplificatrices du modèle	104
5.6 Description du programme et précision sur la technique de simulation des dommages.....	105
5.7 Traitement des résultats	108
CHAPITRE 6 VALIDATION ET RÉSULTATS DE MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS	110
6.1 Analyse de la plaque de composite avec un concentrateur de contrainte.....	111
6.2 Analyse sur l'insertion des fils AMF dans la structure de composite.....	114
6.3 Analyse sur l'activation des fils AMF dans la structure de composite ...	117
6.4 Discussion et recommandations.....	118
CONCLUSION	120

ANNEXES:

1	Programme pour la simulation de la détérioration d'une plaque de composite avec des fils AMF encastrés.....	123
2	Programme pour la gestion des boucles de la détérioration d'une plaque de composite avec des fils AMF encastrés	132
3	Calcul de rupture d'une plaque de composite selon la théorie classique des stratifiés	136
4	Programme <i>Matlab</i> pour le calcul de rupture d'une plaque de composite.....	142
5	Article paru et présenté à la conférence du <i>Cansmart</i> le 14 octobre 2005 à Toronto.....	148
BIBLIOGRAPHIE.....		161

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau I Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de résines [5].....	4
Tableau II Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de renforts [5].....	6
Tableau III Facteur de jauge pour différents alliages [41].....	42
Tableau IV Températures de transformation de l'alliage Ti-50.31at.%Ni	51
Tableau V Facteur de jauge de six échantillons en déformations	55
Tableau VI Puissance nécessaire à chauffer un fil à 110 °C.....	66
Tableau VII Propriétés mécaniques d'une plaque de composite.....	83
Tableau VIII Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans trou	86
Tableau IX Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans fil.....	88
Tableau X Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans activations.....	89
Tableau XI Rigidité expérimentale des composantes du stratifié	97
Tableau XII Coefficient de Poisson de la matrice et de la fibre de carbone [3].....	97
Tableau XIII Propriétés mécaniques d'un pli de composite.....	99
Tableau XIV Propriétés mécaniques des fils AMF	100
Tableau XV Propriétés mécaniques des plis brisés	103

Tableau XVI	Contrainte ultime du pli de composite utilisé dans le critère de rupture	104
Tableau XVII	Exemple du traitement des résultats pour tracer la courbe contrainte - déformation.....	109
Tableau XVIII	Valeurs comparatives entre le modèle éléments finis et le test expérimental de traction d'une plaque de composite trouée	112
Tableau XIX	Valeurs comparatives entre le modèle de plaque trouée avec et sans fil d'AMF	115
Tableau XX	Valeurs comparatives entre le modèle de plaque avec fils non activés et activés	118
Tableau XXI	Propriétés mécaniques d'un pli de composite	137
Tableau XXII	Propriétés mécaniques des plis brisés	137
Tableau XXIII	Contraintes ultimes utilisées pour le critère de rupture.....	137
Tableau XXIV	Résultats du calcul de rupture des différents plis de composite.....	141

LISTE DES FIGURES

		Page
Figure 1	Composites utilisés sur le Boeing 767 [3].....	3
Figure 2	Exemple d'empilement des couches formant un stratifié [3]	7
Figure 3	Mécanismes élémentaires de rupture [5].....	9
Figure 4	Fissuration de type fragile [5].....	10
Figure 5	Fissure avec une adhérence fibre-matrice faible [5].....	10
Figure 6	Modes de chargement de base menant à la propagation des fissures [12]	11
Figure 7	Mode de défaillance dans les stratifiés résultant d'un impact [2].....	13
Figure 8	Théories de limitation pour les composites [3].....	15
Figure 9	Schématisation de la transformation de phase martensitique	22
Figure 10	Diagramme d'état de la transformation Austénite → Martensite	23
Figure 11	Chargement thermomécanique permettant d'obtenir l'effet mémoire de forme simple sens.....	24
Figure 12	Mécanisme de génération de contrainte au chauffage [16].....	25
Figure 13	Relation entre la courbe contrainte - déformation dans le domaine austénitique et la contrainte maximale générée au chauffage en fonction de la déformation [17]	26
Figure 14	Principe de détection et d'activation d'AMF pour limiter les dommages [19].....	30
Figure 15	Courbes de Paris pour trois composites d'AMF / époxy avec différentes prédéformations [20].....	31

Figure 16	Test d'extraction d'un fil AMF [22]	32
Figure 17	Effet de suppression de dommage d'une fissure transversale avec des fils AMF prédéformés à 3 % à l'intérieur d'un composite [24].....	33
Figure 18	Déformation en fonction de la température d'un alliage $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$ déformé à froid [27].....	34
Figure 19	Contrainte générée et température de l'alliage $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$ en fonction du temps d'activation	35
Figure 20	Comportement mécanique des constituants du composite hybride	37
Figure 21	Jauge de déformation typique	41
Figure 22	Circuit schématique du pont de Wheatstone	43
Figure 23	Appareil de calorimétrie différentielle à balayage	49
Figure 24	Essai DSC d'un AMF Ti- 50.31at.%Ni	50
Figure 25	Montage expérimental pour l'essai de traction et résistance électrique	52
Figure 26	Essai de traction à température ambiante sur un fil d'AMF de 0,5 mm de diamètre.....	52
Figure 27	Branchement quatre fils du multimètre Keithley pour mesurer la résistance électrique.....	53
Figure 28	Graphique de la contrainte et la variation de la résistance électrique en fonction de la déformation.....	54
Figure 29	Graphique de la contrainte et la variation de la résistance électrique en fonction de la déformation de 0 à 7 %.....	56
Figure 30	DSC du fil AMF de 0,4 mm de diamètre	59
Figure 31	Génération de contrainte sur un fil d'AMF de 0,4 mm de diamètre a) échelle contrainte déformation b) échelle contrainte température.....	60

Figure 32	Génération de contrainte à 110 °C pour différentes déformations	61
Figure 33	Génération de contrainte sans déchargement : a) échelle contrainte déformation, b) échelle contrainte température	63
Figure 34	Relation entre la température du thermocouple et de l'enceinte thermique.....	65
Figure 35	Montage électrique pour le chauffage par effet Joule.....	67
Figure 36	Gabarit pour retenir et aligner les fils.....	70
Figure 37	Préparation manuelle d'une plaque de composite.....	73
Figure 38	Ensachage sous vide.....	74
Figure 39	Vide créé sur une plaque de composite	74
Figure 40	Plaque de composite hybride	75
Figure 41	Dimensions de l'éprouvette de composite	75
Figure 42	Éprouvette de composite hybride	76
Figure 43	Terminologie du signal acoustique	78
Figure 44	Point d'inflexion de la courbe d'émission acoustique	80
Figure 45	Résultat d'un essai de traction et émission acoustique sur une plaque composite.....	83
Figure 46	Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec et sans concentrateur de contrainte	85
Figure 47	Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec concentrateur de contrainte sans et avec les fils simulant les AMF	88
Figure 48	Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec fils activés et non activés	89

Figure 49	DSC sur la résine utilisée (1 : comportement au chauffage, 2 : comportement au refroidissement).....	91
Figure 50	Rigidité en fonction de la température de l'époxy.....	92
Figure 51	Conditions frontière du modèle éléments finis.....	100
Figure 52	Convergence du maillage.....	101
Figure 53	Maillage de la plaque sans fil.....	102
Figure 54	Maillage de la plaque avec fils.....	102
Figure 55	Boucles du programme de simulation des défauts d'une plaque de composite.....	106
Figure 56	Calcul de rupture théorique et par É.F. d'une plaque composite sans concentrateur de contrainte ni AMF.....	110
Figure 57	Validation du test de traction d'une plaque de composite trouée.....	111
Figure 58	Processus visuel de détérioration du composite, plaque sans fil.....	113
Figure 59	Comparaison d'une plaque de composite trouée avec et sans fils.....	115
Figure 60	Processus visuel de détérioration du composite muni de fils.....	116
Figure 61	Comparaison d'une plaque de composite avec fils non activés et activés.....	117
Figure 62	Description des différents plis de composite pour le calcul théorique.....	139

LISTE DES ABRÉVIATIONS ET DES SIGLES

A	Phase austénitique, °C
A_f	Température de fin de transformation austénitique, °C
A_s	Température de début de transformation austénitique, °C
AMF	Alliage à Mémoire de Forme
ε	Déformation réelle, %
ε_1	Déformation dans le sens longitudinal des fibres, %
ε_2	Déformation dans le sens transversal des fibres, %
ε_L^+	Déformation ultime en traction dans le sens longitudinal des fibres, %
ε_T^+	Déformation ultime en traction dans le sens transversal des fibres, %
ε_L^-	Déformation ultime en compression dans le sens longitudinal des fibres, %
ε_T^-	Déformation ultime en compression dans le sens transversal des fibres, %
ε_{LT}	Déformation ultime en cisaillement, %
ε_{fu}	Déformation ultime de la fibre, %
ε_l	Déformation longitudinale, %
ε_r	Déformation radiale, %
ε_T	Déformation initiale, %
ε_p	Déformation pseudo-plastique, %
DSC	Calorimétrie différentielle à balayage
$\Delta\varepsilon$	Incrément de déformation, %
ΔS	Variation d'entropie
ε_{mu}	Déformation ultime de la matrice, %
ÉTS	École de Technologie Supérieure
E	Module d'Young, GPa
E_1	Module d'Young du composite dans la direction principale 1, GPa
E_{f1}	Module d'Young de la fibre dans la direction principale 1, GPa
E_m	Module d'Young de la matrice, GPa
G	Taux d'énergie de déformation relâchée, J / m ²
G_m	Rigidité de cisaillement de la matrice, GPa
G	Facteur de jauge

G_c	Taux d'énergie de déformation relâchée critique, J / m ²
γ_{12}	Déformation en cisaillement dans les axes principaux, %
γ	Énergie de surface de rupture, J / m ²
K	Facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure, MPa \sqrt{m}
K_1	Facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure pour le mode 1, MPa \sqrt{m}
K_C	Ténacité de rupture en état plan contrainte, MPa \sqrt{m}
l	Longueur du fil, mm
LAMSI	Laboratoire sur les Alliages à Mémoire et les Systèmes Intelligents
M	Phase martensitique
M_f	Température de fin de transformation martensitique, °C
M_s	Température de début de transformation martensitique, °C
MEF	Méthode des éléments finis
ν	Coefficient de Poisson
r	Rayon, mm
R	Résistance électrique, Ohm
R_0	Résistance électrique initiale, ohm
ρ	Masse volumique, Kg/m ³
ρ	Résistivité électrique, Ohm*mm
s	Surface, mm ²
S_L^+	Contrainte ultime en traction dans le sens longitudinal des fibres, MPa
S_T^+	Contrainte ultime en traction dans le sens transversal des fibres, MPa
S_L^-	Contrainte ultime en compression dans le sens longitudinal des fibres, MPa
S_T^-	Contrainte ultime en compression dans le sens transversal des fibres, MPa
S_{LT}	Contrainte ultime en cisaillement, MPa
S_{xz}	Contrainte ultime en cisaillement selon l'axe des x et z, MPa
S_z^+	Contrainte ultime interlaminaire, MPa
σ_1	Contrainte dans le sens longitudinal des fibres, MPa
σ_2	Contrainte dans le sens transversal des fibres, MPa
$\overline{\sigma_{xz}}$	Cisaillement interlaminaire moyen, MPa

$\overline{\sigma_z}$	Contrainte interlaminaire moyenne, MPa
$\overline{\sigma_z^t}$	Contrainte interlaminaire moyenne en traction, MPa
T_g	Température de transition vitreuse, °C
τ_{12}	Contrainte de cisaillement dans les axes principaux, MPa
V_0	Volume initial, mm ³
V_g	Courant mesuré, Volts
V_{in}	Courant injecté, Volts

INTRODUCTION

Depuis les premières utilisations des composites, les améliorations se sont succédées sans cesse dans le but d'optimiser leurs performances dans des applications très spécifiques. Dans le même ordre d'idée, ce travail consiste à poursuivre le développement technologique des composites pour combler un grand besoin dans le domaine aéronautique.

Le but de ce travail consiste à explorer et développer une solution de détection et de contrôle de défauts dans des structures de composite. Dans le premier chapitre, des explications sont données sur la nécessité d'avoir un système de détection de défauts pour les structures de composites. Jumelés à un système de limitation ou guérison des défauts, ces nouveaux matériaux intelligents sont aussi nommés composite hybride. Des précisions seront alors fournies sur les types de composites utilisés dans le domaine aéronautique, leurs fabrications, leurs utilisations, leurs façons de se dégrader et les différents calculs de résistance des matériaux. Faisant partie de la structure de composite hybride, la technologie et le fonctionnement des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) ne peuvent pas être passés sous silence. Quelques auteurs ont déjà expérimenté et simulé différents aspects de ces nouveaux matériaux. Une revue exhaustive nécessaire à ce projet sera alors exposée. Le deuxième et le troisième chapitres abordent la théorie, les calculs et les tests expérimentaux reliés à l'utilisation des AMF comme capteur et actionneur. Le chapitre quatre explique en détail la façon de fabriquer les composites hybrides. Ensuite, les performances des différentes configurations sont évaluées à l'aide d'un test destructif de traction. Jumelées à l'émission acoustique, certaines propriétés mécaniques sont alors utilisées pour comparer et analyser les nouvelles conceptions. Le cinquième chapitre explique la démarche nécessaire à la construction d'un modèle éléments finis. Cet outil numérique facilitera ensuite la conception des prochains composites hybrides. Enfin le sixième chapitre analyse les résultats des différentes simulations.

CHAPITRE 1

RECENSION DES ÉCRITS

L'utilisation des composites pour des applications aéronautiques connaît un grand essor depuis quelques années. L'emploi de ces matériaux implique une technologie différente des matériaux conventionnels au niveau de la conception, de la fabrication, de l'utilisation, etc. La raison principale s'explique entre autres par la structure fortement anisotrope et hétérogène de ces matériaux

Le présent chapitre décrira les principales caractéristiques des composites utilisés dans le domaine aérospatial, leurs façons d'accumuler des dommages, de se dégrader, leurs critères de rupture et aussi la façon de les inspecter. Par la suite, une description des alliages à mémoire de forme permettra de bien saisir tout le potentiel de ces matériaux. Il sera ensuite question du contrôle des structures en aéronautique ainsi que de l'intégration des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) dans ces structures. Enfin, la problématique et les objectifs de recherche seront présentés.

1.1 Composites

En général, un matériau composite peut être décrit comme un matériau contenant deux (ou plus) constituants distinctifs [1]. Les matériaux composites utilisés dans le domaine de l'aéronautique sont des composites à matrice polymérique, renforcés au moyen de fibres (système résine / fibre). Par exemple, sur les Boeing 767 et 757, le composite carbone / époxy est employé pour les surfaces de contrôle, tandis qu'un mélange d'aramide-carbone / époxy est employé pour les capots, les carénages et les portes du train d'atterrissage [2], tel qu'illustré à la figure 1.

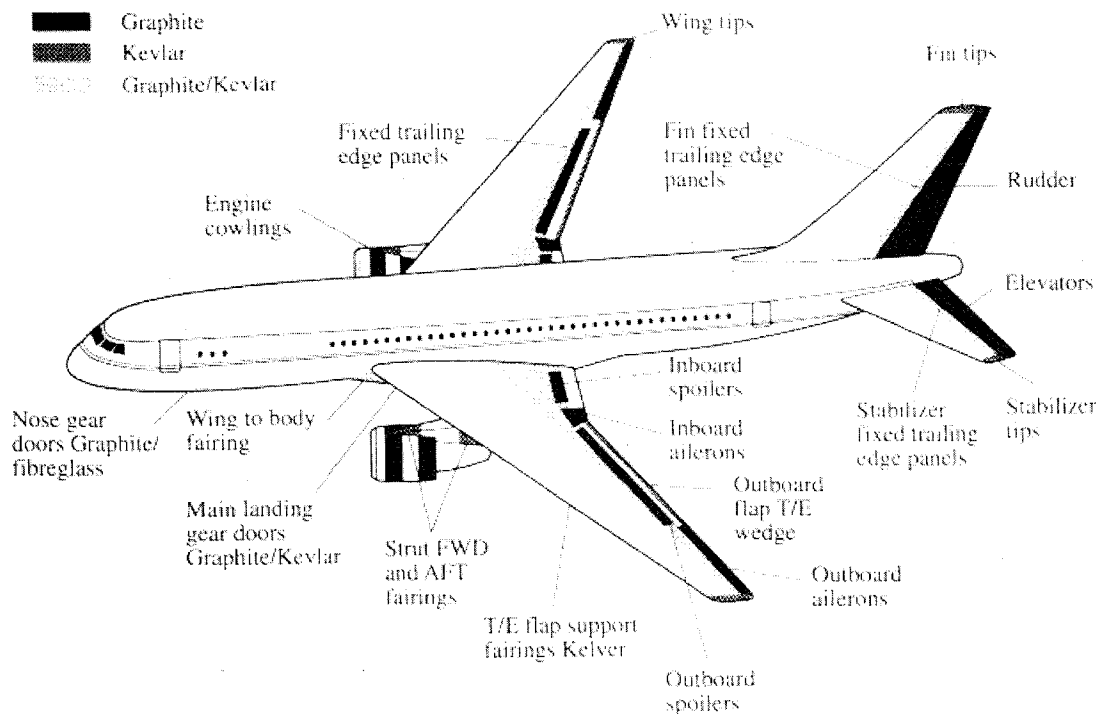


Figure 1 Composites utilisés sur le Boeing 767 [3]

Ce sont les fibres qui donnent les propriétés remarquables au composite. Le rôle de la matrice (ou résine) est de retenir les fibres dans une entité structurale et de transmettre les sollicitations auxquelles est soumise la pièce. Bien qu'il existe plusieurs sortes de résines et de fibres, le choix final du composite doit être fait en tenant compte de la géométrie utilisée, du coût et des propriétés mécaniques recherchées.

1.1.1 Structure, fabrication et propriétés des composites

Résines

La majorité des composites employés en aéronautique utilisent une résine époxyde. Une fois cuits, ces thermodurcissables forment un réseau de molécules hautement liées qui ne fondent pas à haute température [3]. Les époxy de grade aérospace sont cuits généralement à plus de 177 °C et ne sont pas employés à des températures supérieures à 150 °C. Les températures typiques de vol sont de -50 °C pour un vol en haute altitude et jusqu'à -100 °C pour une position à faible orbite terrestre [4]. Lorsqu'il

à l'accélération jusqu'à la vitesse supersonique, les forces aérodynamiques peuvent faire chauffer les peaux jusqu'à 100 °C [2]. Tel que montré dans le tableau I, les résines thermodurcissables d'époxydes détiennent les propriétés mécaniques les plus élevées : elles ont une grande rigidité, elles sont ductiles et tenaces possédant aussi une plage de température d'utilisation élevée.

Tableau I

Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de résines [5]

		Masse volumique ρ (kg/m ³)	Module d'élasticité traction E (Gpa)	Contrainte à la rupture traction σ_u (Mpa)	Déformation à la rupture traction ϵ_u (%)	Température de fléchissement sous charge T (°C)
Résines thermodurcissable	Polyester	1200	2,8 à 3,5	50 à 80	2 à 5	60 à 100 pour 1,8 Mpa
	Époxydes	1100 à 1500	3 à 5	60 à 80	2 à 5	290
Résines thermoplastiques	Polypropylène	900	1,1 à 1,4	20 à 35		50 à 60
	Polyamide	1140	1,2 à 2,5	60 à 85		65 à 100

Les époxy ont une forte adhésion sur les métaux ainsi que les non-métaux et peuvent résister à un maximum de 150 °C à 190 °C en continu. Ils ont une excellente résistance électrique, thermique et chimique, mais ils sont sensibles à la fissuration [5]. Toutefois, pour bénéficier de ces performances, il est nécessaire d'avoir des durées de transformation et de re-cuisson de plusieurs heures à des températures relativement élevées (50 à 100 °C). Ils sont assez dispendieux (ils coûtent cinq fois plus chers que les résines polyester), mais c'est un bon compromis pour la fabrication des composites avancés. La matrice utilisée est d'une extrême importance puisqu'elle affecte le comportement du composite sur certains aspects :

- les propriétés mécaniques (la matrice transfère les charges aux fibres);
- la résistance thermique du composite (essentiellement gouvernée par les propriétés de la matrice, la température de transition vitreuse et la décomposition);
- la résistance aux conditions environnementales telles que l'humidité et le rayonnement UV qui dégradent le matériau;
- la toxicité et le dégagement de fumée en cas de feu;

- aspect esthétique et tactile des produits;
- la facilité de mise en forme et le temps de cycle;

Une forte adhérence mécanique et une bonne compatibilité chimique doivent donc exister entre la matrice et les fibres.

Les résines époxydes ont une structure composée de chaînes de polymères. Ces chaînes sont reliées par des liaisons covalentes de fortes intensités [6]. Ce processus de liaison chimique est appelé réticulation, ou encore cuisson. Cette réticulation s'effectue à haute température après un certain temps ou avec l'ajout d'un durcisseur dans le but d'activer la réaction chimique. Lorsque la liaison covalente est créée entre les molécules, elle ne peut plus se défaire sans briser le polymère [7]. Quand la température s'élève, un tel polymère garde la même rigidité jusqu'à sa température de décomposition, lorsque les liaisons atomiques sont rompues. C'est l'énergie de dissociation des liaisons qui régit la stabilité thermique. La résine époxyde est un polymère infusible de la famille des thermodurcissables avec un point de fusion fixe et qui ne possède pas de transition vitreuse (T_g), c'est-à-dire la température à laquelle la résine passe d'un état solide à un état liquide visqueux.

L'exposition prolongée à haute température d'un thermodurcissable cuit à basse température mène à une continuation de la réticulation. Ce processus est utilisé dans les préimprégnés afin de faciliter la mise en forme. Une fois la polymérisation (création des chaînes) et la réticulation complétées, le polymère adopte un comportement de type fragile et devient résistant à la température.

Il est possible de trouver dans la littérature des auteurs [8;9] qui parlent d'une transition vitreuse pour les époxy. Bien qu'il s'agisse d'un thermodurcissable, une augmentation de température agite les molécules produisant une baisse de la rigidité, même si en théorie il n'y a pas de T_g . L'augmentation de la densité de réticulation (cuisson plus complète) a pour effet d'augmenter la température de ramollissement du matériau. Plusieurs grades d'époxy existent et l'ajout de thermoplastique a pour effet d'augmenter la ténacité du produit fini [4]. Lors de l'utilisation d'époxy, il est nécessaire de posséder

une bonne connaissance du produit employé car les propriétés mécaniques dépendent du traitement thermique, de la composition chimique, des techniques de fabrication, des impuretés, des charges et additifs ajoutés.

Renforts (fibres)

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture et dureté. De plus, ils permettent d'améliorer certaines propriétés physiques. Le tableau suivant présente une comparaison des fibres couramment utilisées.

Tableau II

Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de renforts [5]

	Masse volumique ρ (kg/m ³)	Module d'élasticité E_1 (GPa)	Contrainte à la rupture σ_u (MPa)	Déformation à la rupture ε_u (%)	Module spécifique E_1/ρ (MN m/kg)	Contrainte spécifique σ_u/ρ (KN m/kg)
Verre-E	2600	73	3400	4,66	28	1308
Carbone, haut module	1810	400	2800	0,70	221	1547
Carbone, contrainte élevée	1750	220	3000 - 5000	1,4 - 2,2	126	1714 - 2857
Aramide (Kevlar)	1450	130	3600	3,00	90	2483
Bore	2600	430	3800	0,88	165	1462

Les fibres de carbone sont parmi les plus utilisées en aéronautique. Elles se composent de cristaux de graphite alignés le long de la fibre résultant en une structure du polymère qui a été retenue durant le procédé de fabrication. Plus onéreuses que des fibres de verre (25 à 30 fois), les fibres de carbone sont vendues sous différentes formes comme des mats ou des tissus. En aéronautique, elles sont utilisées sous forme de demi-produits (fibres et résine déjà mélangées).

Principe de fabrication

Pour leur grande facilité d'utilisation et l'uniformité des échantillons, les préimprégnés sont les demi-produits les plus employés pour la construction en aéronautique. Les préimprégnés unidirectionnels, où toutes les fibres sont alignées, contiennent déjà la résine nécessaire à la fabrication. Les préimprégnés sont enroulés entre deux feuilles

de polyéthylène pour être livrés en rouleaux ou coupés et empilés entre deux feuilles de polyéthylène pour être livrés en plaques. Une fois les tissus disposés de façon convenable (nombre, orientation), une combinaison de pression, température et temps (avec un autoclave) permet de donner forme au composite, complétant le procédé de réticulation de la résine.

L'utilisation d'une résine jumelée à un durcisseur permet de cuire chimiquement le composite à température ambiante. Cette méthode de fabrication sera détaillée plus particulièrement dans le chapitre 4.

Les caractéristiques mécaniques des matériaux composites dépendent des constituants primaires et des moyens de fabrication. Plusieurs autres paramètres comme la composition matrice / fibres, le nombre de couches et leur orientation influencent les propriétés mécaniques. Le résultat final produit un composite hétérogène et anisotrope. La figure 2 montre un exemple d'empilement de couches composant un stratifié.

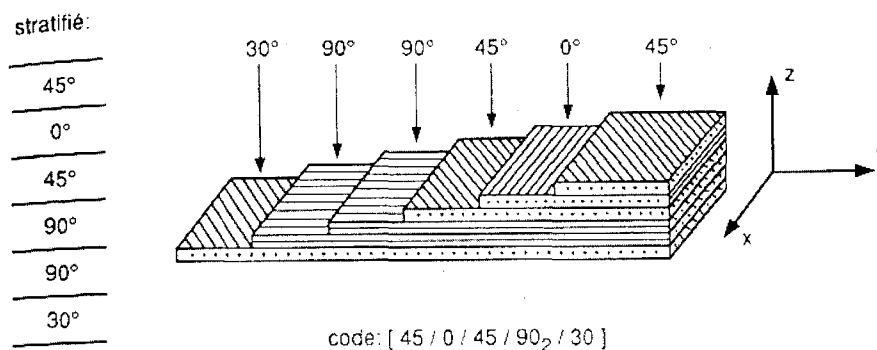


Figure 2 Exemple d'empilement des couches formant un stratifié [3]

Les axes des x et y sont respectivement les directions principales 1 et 2, tandis que l'axe des z correspond à l'épaisseur du stratifié.

Fatigue, résilience et ténacité

La ténacité se définit comme étant la propriété grâce à laquelle un matériau peut se déformer de façon permanente sans se rompre [6]. La ténacité est aussi caractérisée

par la résistance à la propagation brutale de fissures et peut être mesurée par l'énergie requise pour entraîner la rupture. Similairement, la résilience correspond au niveau d'énergie que le matériau absorbe dans le domaine élastique. Pour un matériau fragile (exemple, le verre), la résilience et la ténacité ont des valeurs égales. Pour les métaux, la résilience se calcule avec la limite d'écoulement du matériau. Avec les composites, aucune limite d'écoulement n'est observée. Par contre, on peut déterminer un niveau de charge critique qui provoque un grand nombre de bris à l'intérieur de celui-ci. Cette charge peut être déterminée avec l'écoute par émission acoustique. Cette technique sera présentée au chapitre 4 puisque cette valeur sera la base de comparaison des différentes conceptions. Les premières générations de composite carbone / époxy étaient conçues pour maximiser la rigidité et augmenter au maximum la température de ramollissement de la matrice [10]. Par contre, la délamination se produisait rapidement à cause de la grande fragilité du matériau. Cette fragilité est caractérisée par l'absence de déformation plastique en fond de fissure empêchant la redistribution de contraintes. Par la suite, plusieurs essais ont été réalisés pour augmenter la ténacité de la matrice dans le but d'augmenter la ténacité et la résilience du composite. Les résultats ont été décevants puisqu'il fallait augmenter de dix fois la valeur de la ténacité de la matrice pour doubler celle du composite. De façon générale, l'augmentation de la ductilité d'une résine par l'ajout de particules de caoutchouc par exemple, mène à l'augmentation de la ténacité. Une matrice plus ductile permet une relaxation des contraintes en bout de fissure augmentant du même coup la contrainte de cisaillement critique.

Plusieurs recherches ont été effectuées pour déterminer la vie en fatigue des composites [2]. Pour des chargements cycliques, principalement en tension (R positif ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)), les stratifiés peuvent résister jusqu'à 10^6 ou 10^7 cycles allant jusqu'à 80 % de leur limite ultime en tension. Pour les chargements cycliques, principalement en compression (R négatif), aucune constance des observations et de faibles vies en fatigue sont obtenues. Il n'y a présentement aucun modèle représentant fidèlement la fatigue pour des chargements complexes. Contrairement aux métaux où la fatigue mène éventuellement à une fissure claire, la situation est beaucoup plus complexe avec les composites. Les dommages en fatigue peuvent apparaître sous différentes formes telles que : fissuration de la matrice, décollement de la matrice / fibres, rupture

des fibres et propagation de la délamination. Enfin, les expérimentations effectuées ne tiennent pas compte des autres paramètres influençant significativement la structure telle que: la température d'utilisation, l'humidité, la géométrie et la concentration de contraintes. Finalement, les durées de vie obtenues en laboratoire sont beaucoup plus élevées que celles obtenues en pratique à cause, entre autres, des différences entre les conditions d'utilisation.

1.1.2 Endommagements des composites

Les mécanismes qui produisent un changement ou une discontinuité locale dans le matériau et qui finissent par former une microfissure ou autre type de défaut sont définis comme étant les mécanismes d'endommagement. L'initiation de microfissures apparaît bien avant un changement de comportement macroscopique du composite. La défaillance d'un pli de composite unidirectionnel se caractérise par sa rupture et non pas par sa fissuration. La rupture finale du composite est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires qui sont illustrés à la figure 3.

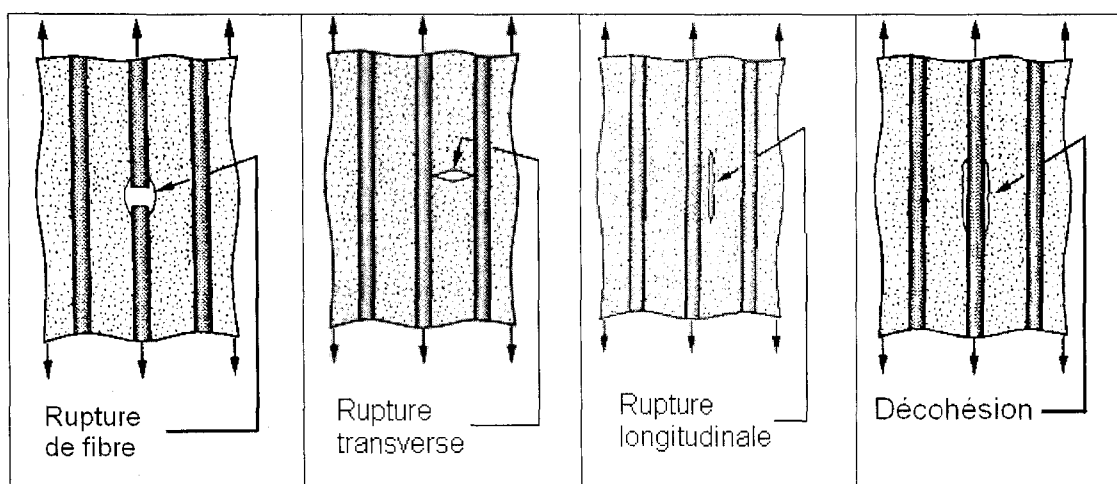


Figure 3 Mécanismes élémentaires de rupture [5]

Lorsque le composite est soumis à une traction longitudinale, l'initiation à la rupture est normalement déterminée par les fibres, dans le cas des composites à fibres de carbone. La rupture de la fibre se produit avant celle de la matrice puisque la

déformation avant la rupture de la résine est plus grande que celle des fibres ($\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$). Le type de rupture du composite est déterminé par la force d'adhérence entre les fibres et la matrice.

Adhérence fibre-matrice élevée

Après l'initiation, la contrainte en fond de fissure augmente et provoque la rupture successive des fibres et de la matrice (figure 4). La rupture finale est de type fragile.

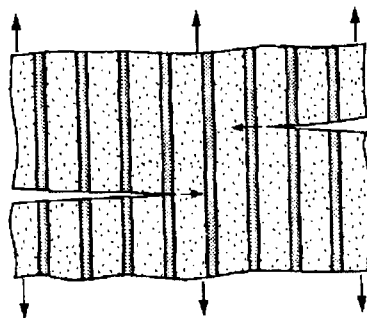


Figure 4 Fissuration de type fragile [5]

Adhérence fibre-matrice faible

En tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres sans les briser, mais avec décohéation de l'interface fibre-matrice. Derrière la fissure, la contrainte augmente dans les fibres conduisant à un bris d'une distance plus ou moins grande de la surface de rupture. Des fibres détachées caractérisent alors cette surface (figure 5).

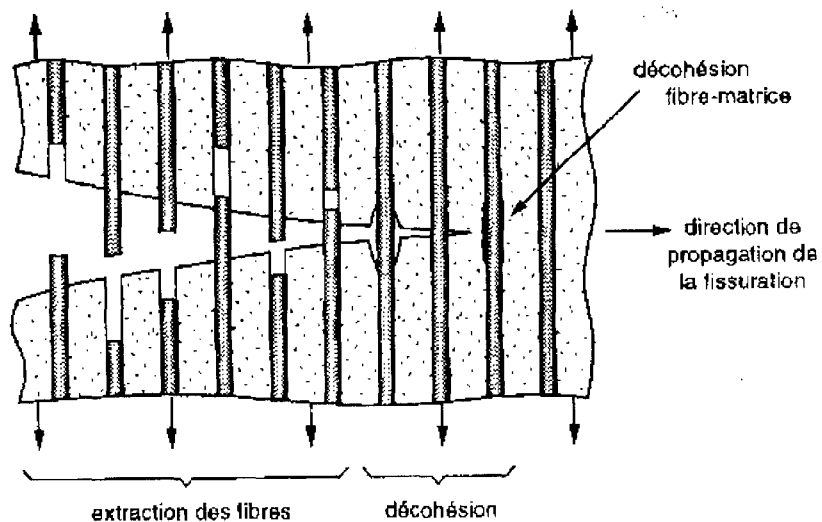


Figure 5 Fissure avec une adhérence fibre-matrice faible [5]

Délaminage et décollage

Dans le cas des stratifiés, en plus des mécanismes de ruptures élémentaires (décohésion fibre/matrice, rupture longitudinale de la matrice, rupture transversale de la matrice, rupture des fibres), s'ajoute un mécanisme de rupture entre les couches : le délaminage. Parfois appelée la fissuration interlaminaire, la délamination est un des défauts le plus souvent rencontrés dans les composites avancés [11]. Ce problème est en effet une fracture interlaminaire qui implique un décollement ou une séparation entre deux couches de fibres hautement anisotropes. La présence et la naissance des fissures de délamination engendrent des problèmes de fiabilité et de sécurité. Les fissures exposent l'intérieur du composite à l'environnement défavorable. Ces problèmes causent la désintégration du matériau et la diminution de sa rigidité, jusqu'à la rupture finale.

Le problème de délamination est très complexe. Ce mécanisme de rupture dépend de la géométrie, de la présence des discontinuités du matériau, des séquences d'empilements des couches anisotropes, ainsi que des ruptures couplées du mode I, II et III (tension, cisaillement en plan et cisaillement antiplan, voir figure 6). Cette situation est particulièrement vraie pour les composites multiplis à angle où la délamination devient un problème en trois dimensions.

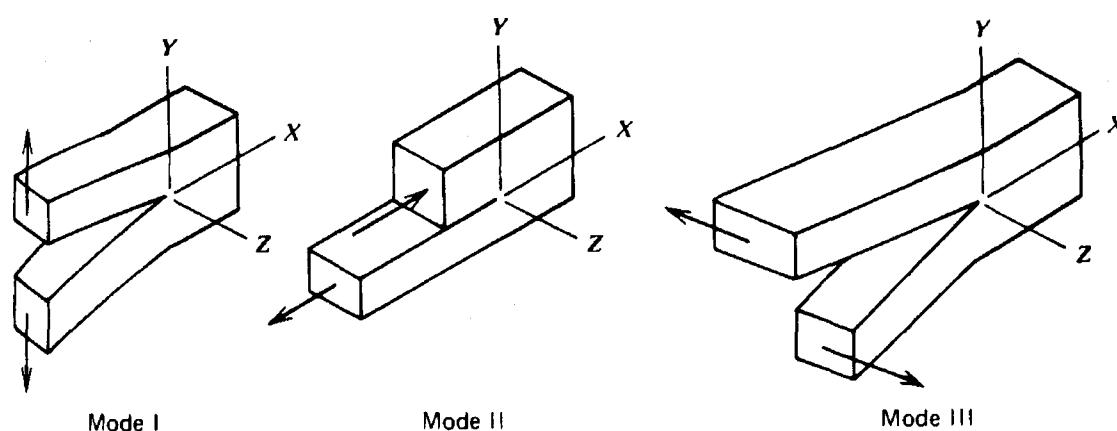


Figure 6 Modes de chargement de base menant à la propagation des fissures [12]

Une des limitations à la théorie classique des stratifiés est l'hypothèse que chaque pli est supposé être en état de contrainte plane et les contraintes interlaminaires sont négligées. Ce sont justement ces contraintes interlaminaires (plus élevées sur les surfaces libres) avec le cisaillement qui causent les délaminations. L'initiation est généralement suivie par une propagation stable qui devient éventuellement instable et cause la rupture finale. Le début de la délamination peut être prédit par les critères de rupture ou par l'approche de la mécanique de la rupture qui sera discutée plus en détail dans la section 1.1.3. Les théories et les expérimentations montrent que les délaminations partent des surfaces libres (trous, discontinuité dans un pli, joint de collage, etc).

Causes fréquentes d'endommagement

Plusieurs facteurs influencent la durée de vie des composites. On peut regrouper les causes d'endommagement sous deux principales catégories : les défauts dus à la fabrication (pendant la préparation et la production du composite ainsi que ceux créés pendant l'usinage, la manutention et l'assemblage) et les dommages subis en cours d'opération. Avec les techniques d'inspections et la minutie apportée aux pièces avant la mise en service, les défauts importants dus à la fabrication sont normalement exclus. La figure 7 montre l'endommagement d'un composite en fonction de l'énergie d'impact.

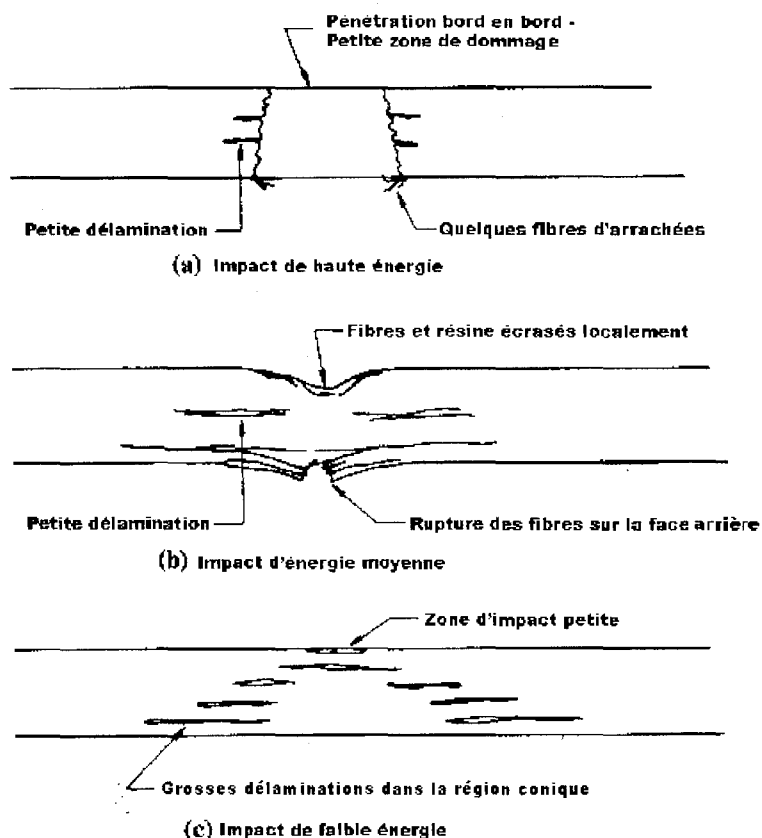


Figure 7 Mode de défaillance dans les stratifiés résultant d'un impact [2]

Comme il est possible de le constater, les impacts d'énergie moyenne et élevée peuvent être facilement identifiés visuellement. Par contre, les impacts de faible énergie sont problématiques dans les structures en composite puisqu'ils sont difficilement observables à l'oeil nu. Des délaminations se propagent si les contraintes sont assez élevées pour enfin briser complètement la pièce au $n^{\text{ième}}$ cycle. La propagation des délaminations est déterminée par le mode de chargement. Par exemple, des contraintes en compression dans les directions principales (1, 2) engendrent des contraintes interlaminaires (σ_z) en tension qui ouvrent les fissures de délaminations et les font propager plus vite. En aéronautique, les impacts peuvent être des roches sur la piste, des oiseaux ou des outils échappés durant la maintenance. Les surfaces supérieures d'un avion sont celles qui ont la plus forte probabilité de recevoir des outils et généralement ces endroits travaillent en compression. Les principaux critères défavorables de dégradation des composites sont alors réunis. Enfin, selon une récente

étude sur les dommages des structures en composite dans le domaine aéronautique [13], les types de défauts les plus fréquents sont les dommages dus aux impacts, les délaminations ainsi que les décollements de composite (raidisseur sur une plaque ou interface fibre matrice).

1.1.3 Critères d'endommagement

Critères de rupture (macro)

Les critères de rupture définissent en quelque sorte la limite d'utilisation mécanique du stratifié. En fait, la résistance mécanique est déterminée par un seuil de dégradation irréversible ; soit à la rupture réelle du matériau, soit à la limite du domaine élastique. Pour les composites, la limite du domaine élastique est généralement liée à l'apparition des microfissures localisées qui ne modifient que très progressivement la rigidité du matériau. Pour définir la limite d'utilisation mécanique d'un composite, la première étape consiste à connaître les propriétés mécaniques d'un pli unidirectionnel, c'est-à-dire la contrainte ultime en traction (longitudinale (S_L^+), transversale (S_T^+)), en compression (longitudinale (S_L^-), transversale (S_T^-)) et la contrainte de cisaillement ultime (S_{LT}). Pour les matériaux fréquemment utilisés, ces valeurs se retrouvent dans des livres de références [3], sinon, il faut procéder à des essais mécaniques. Par la suite, les déformations ultimes sont déduites ((ϵ_L^+) , (ϵ_T^+) , (ϵ_L^-) , (ϵ_T^-) , (ϵ_{LT})) par la loi de Hooke ($\epsilon_L^+ = S_L^+ / E_1$).

Les critères de rupture pour les composites anisotropes sont basés sur les critères développés pour estimer le comportement des matériaux isotropes (métalliques). Le concept est donc basé sur l'utilisation de surface de rupture. Pour utiliser ces méthodes, il faut nécessairement faire la transformation des contraintes dans les axes principaux du matériau. La rupture finale est un processus compliqué dans le cas des stratifiés puisque les modes de rupture apparaissent sous différentes combinaisons et séquences. Les critères qui seront présentés ne tiennent pas compte des ruptures spécifiques au niveau microscopique comme l'arrachement de fibres, la rupture de fibres, le micro flambage des fibres, la fissuration de la matrice, la délamination, la présence et la propagation des fissures. Par contre, ces théories donnent aux

concepteurs un outil rapide pour estimer s'il y a rupture du stratifié sous différents chargements.

Critère de la contrainte maximale

Pour que l'état de contrainte limite ne soit pas atteint (pas de rupture d'une couche), il faut respecter les trois inégalités suivantes :

$$- S_L^- < \sigma_1 < S_L^+ \quad (1.1)$$

$$- S_T^- < \sigma_2 < S_T^+ \quad (1.2)$$

$$|\tau_{12}| < S_{LT} \quad (1.3)$$

Les valeurs de S_L^- et de S_T^- sont positives. Pour un composite, il faut donc appliquer ce critère à chacune des couches pour vérifier s'il y a rupture ou non. La figure 8 nous montre la surface de rupture. Un désavantage de cette méthode est que l'enveloppe de l'état limite des contraintes principales est indépendante de la contrainte en cisaillement. Cet inconvénient engendre des erreurs puisque le cisaillement a un rôle important à jouer dans la résistance à la rupture du composite. De plus, les contraintes interlaminaires sont négligées, ce qui n'est nécessairement pas une bonne hypothèse, en particulier près des surfaces libres. Par contre, c'est une méthode facile et rapide à employer.

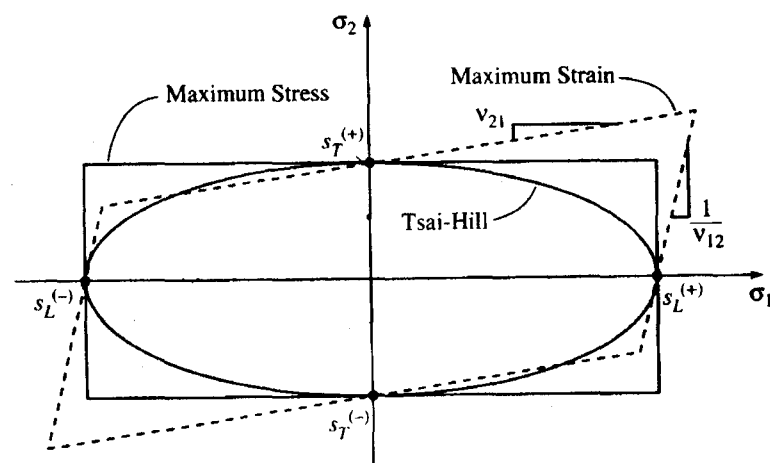


Figure 8 Théories de limitation pour les composites [3]

Critère de la déformation maximale

Le critère de la déformation maximale ressemble beaucoup au critère de la contrainte maximale. Il faut respecter les inégalités suivantes :

$$-\varepsilon_L^- < \varepsilon_1 < \varepsilon_L^+ \quad (1.4)$$

$$-\varepsilon_T^- < \varepsilon_2 < \varepsilon_T^+ \quad (1.5)$$

$$|\gamma_{12}| < \varepsilon_{LT} \quad (1.6)$$

Les valeurs de ε_L^- et de ε_T^- sont positives. Pour que le stratifié résiste aux chargements, il faut que chacune des couches satisfasse les équations précédentes. Encore une fois, la déformation en cisaillement n'a aucune influence sur l'enveloppe de l'état limite des déformations principales. La surface de rupture dans le cas du critère de la déformation maximale est également présentée à la figure 8 ci-haut.

Critères interactifs (énergétiques)

Les critères énergétiques prennent en compte les interactions entre les mécanismes de rupture longitudinale, transversale et en cisaillement. Ils sont basés sur l'énergie de déformation emmagasinée par unité de volume du matériau déformé. Plusieurs chercheurs comme Hill, Tsai-Hill, Hoffman et Tsai-Wu [5] ont travaillé à développer leurs propres critères. Un critère souvent utilisé et ressemblant au critère de Von Mises pour les métaux, est celui de Tsai-Hill (surface de rupture, voir figure 8), en contrainte plane qui se formule comme suit:

$$(\sigma_1/S_L)^2 + (\sigma_2/S_T)^2 - \sigma_1^* \sigma_2/S_L^2 + (\tau_{12}/S_{LT})^2 \leq 1 \quad (1.7)$$

Critères pour la délamination

Le critère de Kim-Soni prédit le début de la délamination [3]. Les équations sont basées sur l'hypothèse que la délamination se produira lorsque la contrainte interlaminaire normale moyenne en tension ($\overline{\sigma_z}$) proche d'une surface libre atteindra la contrainte

ultime interlaminaire moyenne. Les équations sont complexes et ne seront pas présentées ici. Selon ces hypothèses, une contrainte interlaminaire en compression empêcherait les délaminations de se propager. C'est en accord avec les explications dans la littérature sur les contraintes de compression dans les axes principaux (1 et 2) qui engendrent la délamination (direction 3).

Comme autre critère existant, mais plus général celui-ci, est celui de la délamination quadratique [3]. Il suffit de trouver le cisaillement interlaminaire moyen $\left(\overline{\sigma_{xz}}\right)$ et la contrainte interlaminaire moyenne en traction $\left(\overline{\sigma'_z}\right)$ et de les comparer avec les contraintes ultimes en cisaillement (S_{xz}) et interlaminaires (S_z^+) relatives à la délamination du matériau. Pour un composite carbone / époxy symétrique, il est démontré que : $S_{xz} \approx S_{LT}$ et $S_z^+ \approx S_{T+}$. Le critère peut donc être présenté comme suit :

$$\left(\frac{\overline{\sigma_{xz}}}{S_{xz}}\right)^2 + \left(\frac{\overline{\sigma'_z}}{S_z^+}\right)^2 = 1 \quad (1.8)$$

La diminution de la rigidité du stratifié est souvent le résultat de la propagation de la délamination. Cette perte de rigidité peut être mesurée pour représenter le niveau d'endommagement du composite. Un modèle analytique a été créé pour représenter ce phénomène [3]. Par contre, certaines valeurs des équations sont très difficiles à quantifier, il faut alors faire des hypothèses simplificatrices.

Éléments de la mécanique de la rupture (micro)

L'approche de la résistance des matériaux avec les critères de ruptures, telle que présentée précédemment, se situe dans une optique macroscopique dont les défauts de moins de 40 μm ne sont pas pris en compte. Donc, dans ce domaine macromécanique les fissures sont absentes. Par contre, la mécanique de la rupture analyse la propagation des fissures. Ce domaine de la micromécanique est très utile puisque la résistance des matériaux fragiles est contrôlée par la présence des fissures. La philosophie de conception qui accepte les défauts d'une certaine grosseur

n'affectant pas l'intégrité de la structure est celle de la tolérance aux dommages [12]. En réalité, la conception est faite en considérant le plus petit défaut détectable.

Pour les composites de haute performance comme les composites de carbone / époxy, l'application du principe de tolérance aux dommages est complexe due à la nature hétérogène du matériau et aux différents modes de rupture. Par exemple, les composites sont moins tolérants aux surcharges, car ils sont susceptibles de développer des délaminations locales qui se propagent en fatigue par compression (dans l'état plan contrainte). Par contre, ils démontrent une bonne résistance en fatigue sous tension. Un de leur problème majeur se trouve à être les nombreux défauts générés lors de la fabrication.

La mécanique de la rupture utilise essentiellement deux approches ; le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure (K) et le taux d'énergie de déformation relâchée (G). Ce sont des approches énergétiques et elles sont interreliées par les équations découlant de la théorie de Griffith [3] :

$$\text{- en état plan contrainte : } (K)^2 = E \cdot G \quad (1.9)$$

$$\text{- en état plan déformation : } (K)^2 = E \cdot G / (1 - \nu^2) \quad (1.10)$$

avec E qui représente le module d'Young et ν le coefficient de Poisson. Il est possible de relier G avec l'énergie nécessaire à l'ouverture d'une fissure selon la formule suivante [2] :

$$G = 2\gamma. \quad (1.11)$$

L'énergie de surface de rupture (γ) est calculée selon le mode de propagation de la fissure (normal aux fibres et ou parallèle aux fibres) et le mécanisme de rupture (arrachement de fibres, décollement, déformation plastique de la matrice, etc.) [2]. Le calcul de G est basé sur la dérivation du taux d'énergie de déformation relâchée. La valeur de G_c (critique) est déterminée par le bris d'une éprouvette de même nature et dans les mêmes conditions de chargement si possible. L'avantage de cette méthode

c'est qu'elle nous donne toutes les informations nécessaires pour la rupture d'une pièce par fissuration ($G \geq G_C$) sans se soucier des propriétés du matériau. Le taux d'énergie de déformation relâchée peut être déterminé par calcul selon les différents modes de fissuration et peut aussi être calculé par éléments finis pour chaque longueur de la fissure (jusqu'à atteindre G_C).

Le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure (K), peut être mesuré (longueur de la fissure, géométrie, charge) ou calculé (par éléments finis). Il doit être plus bas que la ténacité de rupture en état plan contrainte (K_C), une constante du matériau, pour qu'il n'y ait pas de propagation incontrôlée de la fissure. Le problème réside dans le fait qu'il faut connaître le défaut à étudier (taille, type, emplacement, etc.) et son mode de propagation. Les nombreux modes de ruptures présents lors d'un bris rendent l'utilisation des courbes de Paris inefficaces pour prédire la vie résiduelle en fatigue avec le paramètre K [3], de telles courbes sont présentées à la figure 15 pour un époxy / AMF.

Ces méthodes sont très performantes pour des métaux mais sont moins efficaces pour prédire la rupture d'un composite. La principale difficulté d'utilisation de la mécanique de la rupture est qu'un composite stratifié a plusieurs modes de rupture menant à son bris final. Enfin, les aspects principaux de cette approche s'appuient sur la bonne connaissance des niveaux de chargement, l'inspection et le contrôle des fissures dans les structures.

1.1.4 Méthodes d'inspection des composites

Avec la philosophie de tolérance aux dommages, l'inspection devient nécessaire et plus fréquente dans le but d'optimiser les structures et diminuer leurs poids. De plus, chaque nouvelle pièce doit être contrôlée pour assurer son intégrité (cuisson, délaminage, fissures, décollement, etc.). Beaucoup de méthodes d'inspections non destructives sont utilisées dans le domaine aérospatial [14]. Voici une liste de celles qui sont le plus fréquemment employées :

- L'inspection visuelle ou à l'aide d'un outil optique permettant de contrôler rapidement la surface d'une structure.
- La radiographie (rayons X) détectant la présence de gros défauts à travers la structure. Par contre, cette méthode est peu pratique pour une utilisation sur le terrain.
- L'inspection par ultrasons consistant à transmettre des ondes à travers l'échantillon, capter et ensuite analyser le signal. Cette méthode est largement employée car elle est bien connue, comprise et donne de bons résultats. Les techniques utilisant les ultrasons sont nombreuses : atténuation d'ondes, réflexion, diffraction, génération harmonique, ondes de Lamb, etc [13;14]. Elle est efficace pour détecter la présence des délaminations, des porosités, des inclusions et des fissures à différentes profondeurs. Par contre, cette méthode est longue pour des surfaces importantes. L'orientation de la sonde est très importante d'où l'utilité d'avoir des sondes adaptées aux géométries de pièce. L'accessibilité à la structure à inspecter peut souvent causer des problèmes. Enfin, il est fréquent d'avoir des outils de calibration de même nature et de même géométrie que la pièce à inspecter pour bien reconnaître les défauts recherchés.
- Enfin, il y a les méthodes d'émission acoustique qui se basent sur l'excitation de la structure (fréquences de 10 KHz à 1 MHz) par différents moyens pour ensuite obtenir et enregistrer un signal propre à la pièce étudiée (l'énergie élastique relâchée rapidement produit ce qu'on appelle l'émission acoustique). Les petits défauts, peu importe leur nature, peuvent être détectés mais l'identification de l'endroit exact est parfois compliquée. L'analyse des défauts à l'aide de l'émission acoustique se trouve à être la tâche la plus difficile de cette méthode. Plus de détails sur l'utilisation de cette technique seront présentés au chapitre 4.

L'inspection non destructive est un champ de recherche très actif pour les composites. De plus, la majorité sinon la totalité des méthodes d'inspection pour les composites ne peuvent pas se pratiquer en plein vol. Il est donc capital de détecter rapidement les

défauts ou bien de suivre leur propagation. Idéalement, une méthode qui permet de vérifier continuellement l'intégrité de la structure, avec un niveau de confiance élevé, permet ainsi la réduction et l'élimination des inspections coûteuses. Sans parler de la réduction du poids des pièces et l'augmentation de la sécurité.

1.2 Les alliages à mémoire de forme (AMF)

Grâce à leurs qualités exceptionnelles, les alliages à mémoire de forme se distinguent de plusieurs façons des autres matériaux. Ils manifestent un comportement SuperÉlastique (SÉ) et un Effet Mémoire de Forme (EMF), tous deux caractérisés par un changement de phase à l'état solide appelé transformation de phase martensitique. Cette dernière peut être induite de façon thermique en faisant varier la température et / ou de façon mécanique en faisant varier la contrainte. Dans le cadre de ce projet, seul l'EMF sera présenté afin de bien comprendre les phénomènes et le matériau utilisé. L'avantage mécanique d'utiliser ces matériaux se trouve dans la capacité de générer des contraintes lors de la reprise de forme au chauffage [15].

1.2.1 Aspects thermomécaniques des AMF

Les deux phases principales des AMF sont la martensite (phase à basse température) et l'austénitique (phase à haute température). La martensite se présente sous deux formes : la martensite autoaccommodante obtenue suite à un refroidissement sans contrainte et la martensite orientée obtenue sous charge tel qu'illustré à la figure 9. La martensite autoaccommodante est empilée de façon aléatoire, formant des variantes, tandis que la martensite orientée, comme son nom l'indique, dispose les variantes de façon ordonnée. Par contre, cette dernière se trouve cisailée comparativement à l'austénite. Le changement de structure cristalline est dit sans diffusion, c'est-à-dire sans influence temporelle. Un relâchement d'une contrainte appliquée sur une structure de martensite orientée ne favorisera pas le retour à la martensite auto-accommodée. Il faut nécessairement augmenter la température afin d'obtenir de l'austénite et par la suite, refroidir pour enfin obtenir de la martensite auto-accommodée. Au cours de ces réarrangements coopératifs d'atomes, les propriétés physiques de l'alliage changent (résistance électrique, module d'Young, conductivité thermique, etc.).

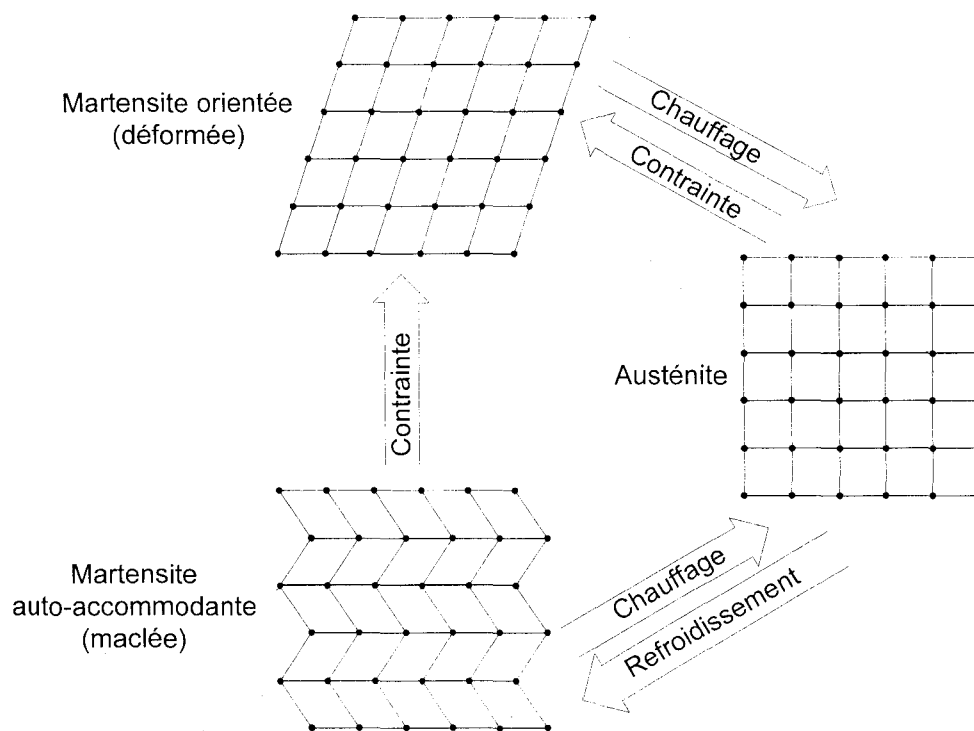


Figure 9 Schématisation de la transformation de phase martensitique

Pour bien comprendre les comportements de ce matériau, il est impératif de parler du diagramme d'état de transformation (figure 10). L'évolution linéaire des températures de transformation de phase en fonction de la contrainte est donnée par la relation de Clausius-Clayperon :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{\Delta S}{V_0 \Delta \varepsilon} \quad (1.12)$$

où ΔS est la variation d'entropie, V_0 est le volume initial du cristal non déformé et $\Delta \varepsilon$ est la variation de la déformation. En considérant ΔS et $\Delta \varepsilon$ indépendants de la température, l'équation $\frac{d\sigma}{dT}$ devient alors une constante. La relation linéaire de l'équation Clausius-Clayperon permet donc de tracer le diagramme d'état contrainte – température telle que présentée à la figure 10.

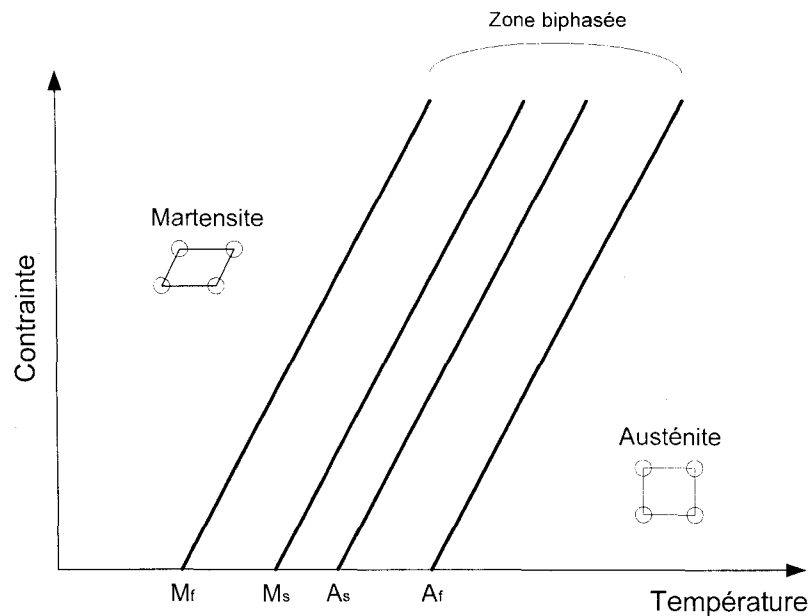


Figure 10 Diagramme d'état de la transformation Austénite → Martensite

Les transformations se font dans une région comprise entre deux droites, en raison de la multitude de variantes de martensite. Ainsi, lors de la transformation directe, c'est-à-dire de l'austénite à la martensite, il faut traverser la droite M_s (*martensite start*) et la droite M_f (*martensite finish*) pour s'assurer que la transformation est complétée. Entre ces deux droites, il y a présence de deux phases. De même, pour la transformation inverse (la martensite vers l'austénite) il faut traverser la droite A_s (*austenite start*) et A_f (*austenite finish*). Comme dernière observation, les limites de transformations montrent que les températures de transformation de phase augmentent avec le niveau de contrainte.

1.2.2 Effet mémoire de forme simple sens

À l'aide d'un diagramme d'état et d'un diagramme de contrainte – déformation, la figure 11 montre le phénomène de l'effet mémoire de forme simple sens. L'effet double sens existe mais n'est pas présenté dans le cadre de ce travail. Pour plus d'informations sur ce phénomène, voir *Brailovski* [15].

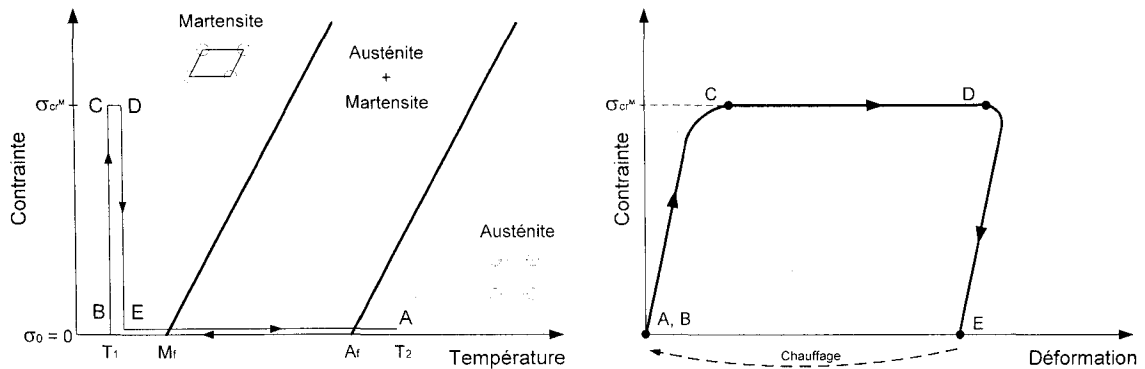


Figure 11 Chargement thermomécanique permettant d'obtenir l'effet mémoire de forme simple sens

Pour obtenir l'effet mémoire simple sens, l'échantillon est refroidi sans contrainte appliquée (A \rightarrow B) de T_2 (état austénitique) à T_1 (état martensitique autoaccommodante). Par la suite, une contrainte est appliquée de σ_0 à σ_{cr}^M (B \rightarrow C) puis relâché de σ_{cr}^M à σ_0 et ce, pour $T_1 < M_f$ constante (D \rightarrow E). Cette étape transforme la martensite autoaccommodante en martensite orientée. Cette réorientation des variantes de martensite permet une déformation importante sans que le matériau soit déformé de façon irréversible. À ce stade, la martensite orientée demeure stable et la déformation résiduelle peut être récupérée à la suite d'un chauffage. Finalement, l'échantillon est chauffé de T_1 à T_2 (domaine austénitique) et ce, sans contrainte appliquée (E \rightarrow A). La reprise de forme de l'échantillon s'effectue en résorbant le maillage.

1.2.3 Génération de contrainte au chauffage

Lorsqu'un échantillon est déformé dans le domaine martensitique et que ses déplacements sont ensuite bloqués de manière à empêcher la reprise de forme selon le mécanisme présenté à la section précédente, d'importantes contraintes peuvent alors être générées. Cette section présente ce phénomène et les paramètres qui l'influencent.

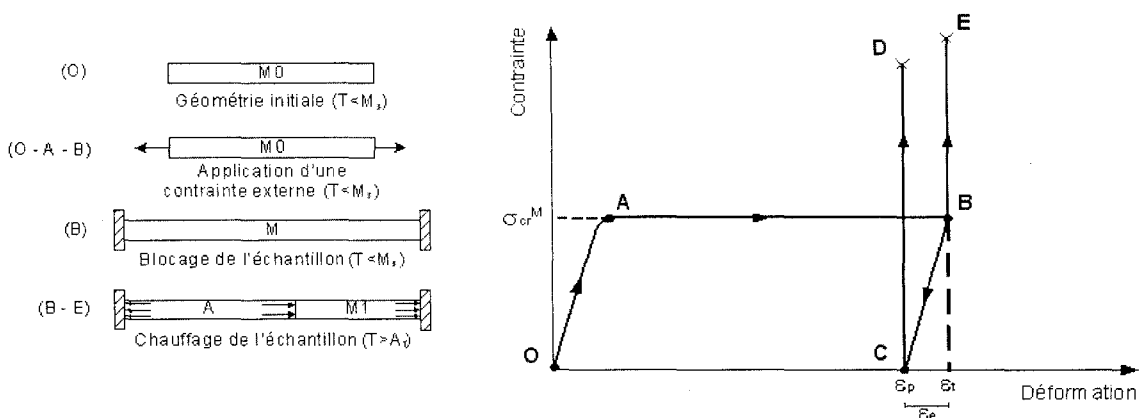


Figure 12 Mécanisme de génération de contrainte au chauffage [16]

Pour obtenir une génération de contrainte au chauffage, l'échantillon est préalablement déformé (ε_t) jusqu'au point B à une température $T < M_s$ (figure 12). Une fois déformé (O-A-B), l'échantillon peut alors demeurer sous charge ou être déchargé au point C (ε_p). Dans le premier cas, l'échantillon est directement chauffé jusqu'à $T > A_f$ à partir du point B sans être déchargé. Incapable de retrouver sa forme originale due à l'encastrement, l'échantillon génère une contrainte lors du chauffage (B-E). La génération de contrainte débute généralement à la température de début de transformation inverse A_s . Dans le deuxième cas, le déchargement est accompagné d'un retour élastique (B-C), décrit comme une déformation pseudo-plastique (ε_p). Ainsi, une fois encadrée, une contrainte sera développée lors du chauffage (C-D). De plus, l'écart de température entre A_s et A_f augmentera lorsque la température atteindra A_s et une contrainte sera initiée dans le matériau. Ce phénomène est relié par la relation linéaire de Clausius-Clayperon discutée à la section 1.2.1 qui stipule qu'une augmentation de la contrainte fait augmenter les températures de transformation.

Lors de la conception, il est parfois utile d'avoir un ordre de grandeur du niveau de contraintes pouvant être générées lors du chauffage. Tel que relevé par *Duerig* [17], il est possible de déduire approximativement la contrainte maximale générée au chauffage en fonction de la déformation à l'état martensitique avant le chauffage. Il suffit de diminuer d'environ 15 à 20 % les valeurs de la contrainte obtenue lors d'un essai de traction d'un échantillon complètement austénitique (figure 13).

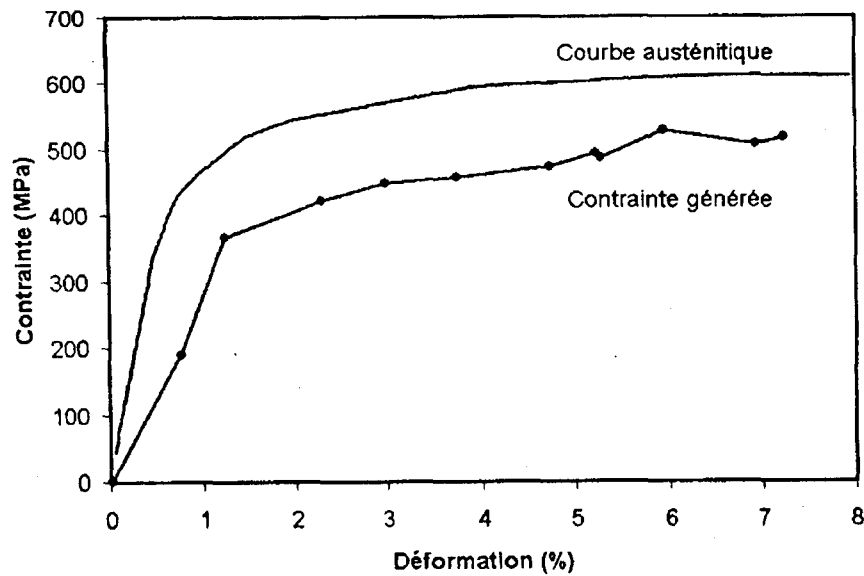


Figure 13 Relation entre la courbe contrainte - déformation dans le domaine austénitique et la contrainte maximale générée au chauffage en fonction de la déformation [17]

Les différents paramètres influençant la génération de contrainte sont [15;18] :

- la composition chimique de l'AMF;
- la déformation initiale avant le chauffage;
- le taux de travail à froid;
- la température et le temps de traitement thermique;
- le cyclage thermique;
- le cyclage mécanique.

Un travail d'optimisation des traitements thermomécaniques et un choix judicieux des matériaux doivent être faits pour ajuster le mieux possible le niveau de contrainte désiré.

1.3 Philosophie de conception, fabrication et inspection en aéronautique

Le domaine aéronautique est au prise avec un vieillissement et une augmentation de la quantité des avions, dont un nombre impressionnant dépasse déjà leur limite de vie

planifiée [13]. L'amélioration des nouvelles structures est donc nécessaire. L'augmentation des inspections pour diagnostiquer des défauts demeure une solution possible. Par contre, des frais supplémentaires sont inévitablement reliés à ces nouvelles procédures. Présentement, deux approches de conception sont employées en ingénierie aéronautique : la conception par "la vie utile" et par "la tolérance aux dommages". Ces deux concepts doivent nécessairement contenir le spectre des charges cycliques comme entrées, c'est-à-dire : les itinéraires, les conditions environnementales, les charges à transporter, les charges aérodynamiques, l'historique, les statistiques des défauts, etc.

La fabrication effectuée selon l'approche de "la vie utile" est fondée sur les informations recueillies lors des vols actuels et sur un facteur de sécurité basé sur des scénarios pessimistes. L'optimisation est difficilement réalisable puisqu'il faut respecter le facteur de sécurité nécessaire à combler les incertitudes de toutes sortes. Finalement, la majorité des pièces qui dépassent leur vie utile sont systématiquement remplacées.

La seconde approche, celle de la "tolérance aux dommages", permet d'estimer un nombre de cycle restant ou une durée de vie en fonction de la grosseur d'un défaut. En plus de connaître l'endroit ainsi que le niveau de contrainte sur les défauts existants, les techniques d'inspection non destructive doivent fournir l'information nécessaire telle que grosseur et géométrie d'un défaut pour enfin calculer la longueur critique d'une fissure avant sa propagation catastrophique. Réciproquement, la grosseur des défauts détectables par les moyens utilisés détermine alors les intervalles de temps entre les inspections.

Il existe une nouvelle approche, la "surveillance en opération", qui permet d'utiliser les structures de façon sécuritaire et ce, à des coûts raisonnables. L'insertion de matériaux intelligents dans le domaine aérospatial peut donc combler plusieurs besoins de ce marché en constante amélioration. La prochaine section décrit ce que peut apporter cette nouvelle approche dans la façon de détecter les défauts et à corriger ou diminuer la gravité d'un problème.

1.3.1 Utilité des systèmes intelligents en aéronautique

Le principal but de surveiller l'intégrité d'une structure en service est la sécurité. Un avantage de ce système est d'augmenter la performance des pièces qui ne nécessiterait aucune maintenance du fait qu'elles seraient constamment contrôlées. En plus, les facteurs de sécurité utilisés en conception pourraient être diminués résultant d'une plus grande confiance avec l'abolition des périodes de doute entre les inspections.

Les réparations sur les structures font augmenter le cout de transport de deux façons. Premièrement, il y a la mise en œuvre des réparations qui implique des couts directs. Deuxièmement, il y a l'exécution des travaux qui nécessite généralement un arrêt de service temporaire et génère des coûts indirects dus au manque de production. Afin de réduire les couts directs de réparation et de maintenance, une tentative de réparation peut être entreprise immédiatement au premier signe de dommage, comme le principe "juste à temps". Mais encore, pour diminuer le temps entre le signal de défaillance de la structure ou tout simplement pour assurer la sécurité en service, un système auxiliaire peut alors être envisagé afin d'arrêter la propagation des dommages. Il est question de structure intelligente lorsque ces deux systèmes, la surveillance et la suppression des dommages, sont combinés. La philosophie de conception relative aux structures intelligentes est associée avec l'intégration d'un mécanisme capable de détecter et de s'adapter ou de répondre à un changement dans son environnement. Ce système doit être sensible aux dommages et assurer une fiabilité de performance supérieure aux techniques conventionnelles utilisées.

La majorité des maintenances et des vérifications sont faites selon des horaires précis. Par contre, la défaillance des composites n'est nécessairement pas régulière comme dans le cas des métaux (initiation et propagation des fissures). Plusieurs paramètres influencent la vie de la structure de composite comme : la température, l'humidité, les niveaux de contraintes rencontrés et sans oublier les impacts qui relèvent de la statistique. Présentement, les inspections sont basées sur des prédictions pessimistes découlant de données de vols et des entretiens périodiques basés sur des techniques

non destructives. Cependant, les problèmes de sécurité, de coûts et de performances rendent de plus en plus attirante l'utilisation des dernières technologies pour intégrer les matériaux intelligents dans le domaine aéronautique.

Un système intelligent intégré dans les structures pourrait diminuer les inspections, voir même les supprimer dans des endroits difficiles d'accès, diminuer les coûts, augmenter les performances, augmenter la vie des structures et principalement augmenter la sécurité. Pour donner un aperçu des grosseurs de défauts typiques à identifier dans des composites, cela peut-être un délaminage d'un diamètre de 20 mm, une fissure de 10 mm ou des décollements de 15 x 15 mm [13]. Les endroits de prédilections se trouvent dans les zones de concentrateurs de contraintes (trous, découpes), régions d'impacts et les endroits de contraintes interlaminaires élevées. Évidemment, plus le défaut est petit, moins il aura de réparations à faire. La solution proposée pour contrôler les défauts, consiste à une intégration judicieuse de fils en alliage à mémoire de forme dans un matériau composite lors de sa fabrication.

1.3.2 Intégration des AMF et leurs effets dans les composites

Maintenant que le besoin d'activation et de contrôle des structures est clairement identifié, il faut proposer un concept, une façon de faire, une nouvelle technologie enfin une solution répondant à ce besoin. C'est en 1988 que *Rogers* et *Robertshaw* [19] ont introduit le concept d'insérer des actionneurs en AMF dans des stratifiés de composite. Le terme utilisé est un composite hybride en alliage à mémoire de forme (SMAHC, *Shape Memory Alloys Hybrid Composite*). Récemment, plusieurs auteurs se sont penchés sur cette problématique en travaillant sur différents aspects tels que discutés dans les prochains paragraphes.

Plusieurs auteurs [19] s'entendent pour dire que les AMF sont des matériaux tout indiqués pour générer des forces à l'intérieur des structures (composites hybrides), dans le but de contrôler les défauts. Le concept général consiste à détecter une fissure ou un autre type de défaut et, par la suite, prévenir sa propagation ou la détérioration

dangereuse de la structure entière en activant un système de contrôle intégré (figure 14).

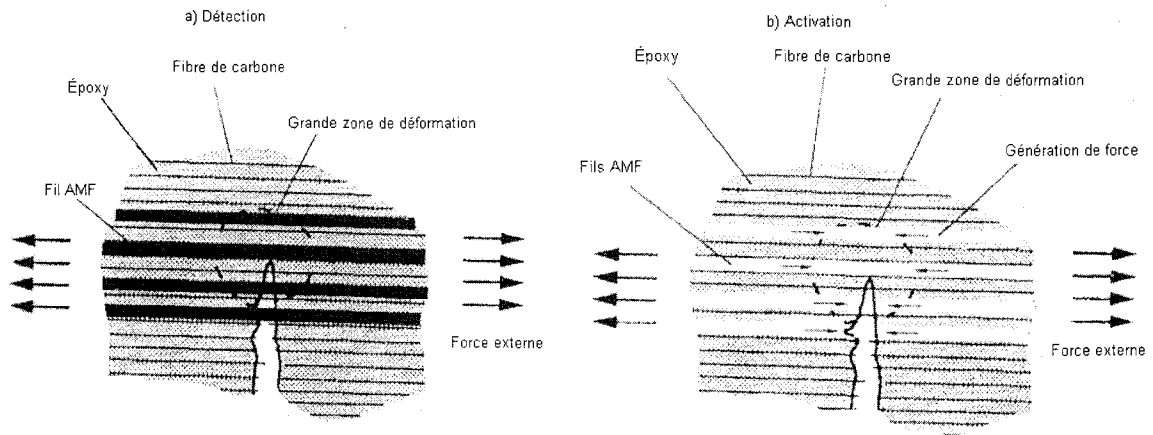


Figure 14 Principe de détection et d'activation d'AMF pour limiter les dommages [19]

Le résultat produit un changement du champ de contrainte et de déformation à l'extrémité de la fissure ou dans des zones fortement contraintes ou déformées. Ceci conduit à une réduction du facteur d'intensité de contrainte. La conséquence macroscopique est le ralentissement et même l'arrêt de la propagation de la fissure. De plus, le changement du champ de contrainte et de déformation peut aussi être utilisé pour diminuer les amplitudes de contraintes et de déformations liées aux dommages en fatigue. A. Shimamoto *et al.* [20], démontrent à ce sujet qu'en activant des fils d'AMF intégrés dans une matrice d'époxy cuite à $T > A_f$, température de fin de transformation martensitique, il y a un ralentissement et même un arrêt dans certains cas de la propagation d'une fissure de fatigue (figure 15).

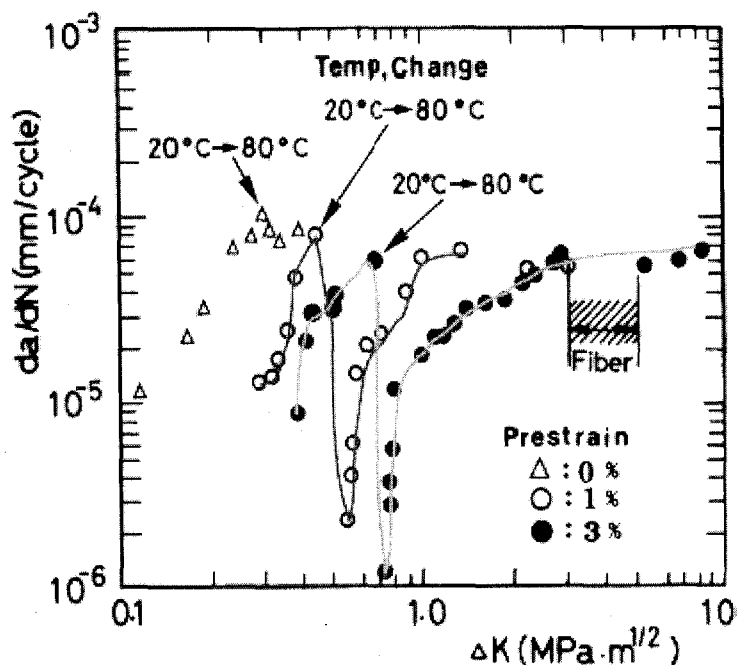


Figure 15 Courbes de Paris pour trois composites d'AMF / époxy avec différentes prédéformations [20]

Sur la Figure 15, la longueur de la fissure est notée par la lettre a , N correspond au nombre de cycle et K , le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure qui est déterminé par la formule suivante :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{a} \quad (1.13)$$

La lettre Y est un paramètre géométrique qui dépend de la longueur de la fissure et de la largeur de la pièce. En augmentant la température au dessus de A_r , la contrainte de compression générée par les fils cause une contraction de la matrice. L'endroit de ce changement de phase est noté par la flèche (de 20 à 80 °C) sur la figure 15. Ce serrage réduit la concentration de contrainte en bout de fissure et permet donc de supprimer la propagation de fissure, tel qu'observé au microscope optique. La déformation initiale la plus élevée (3 %) donne de meilleurs résultats en abaissant la vitesse de propagation de la fissure à un niveau très bas, une fois les fils activés.

Un effort trop important, lors de l'activation, peut causer des problèmes d'arrachement et d'endommagement de la matrice [21] ainsi qu'un décollement entre les fils et l'époxy tel que montré par *Poon et al.* [22;23]. En effet, ces derniers ont concentré leur étude sur les effets géométriques et les conditions d'activation optimum d'un fil d'AMF inséré dans une matrice d'époxy. En activant le fil, des contraintes de cisaillement ont tendance à décoller l'interface fil / matrice. Le test consiste à tirer sur le fil d'AMF à une extrémité et de retenir la résine entourant ce même fil à l'autre extrémité (figure 16).

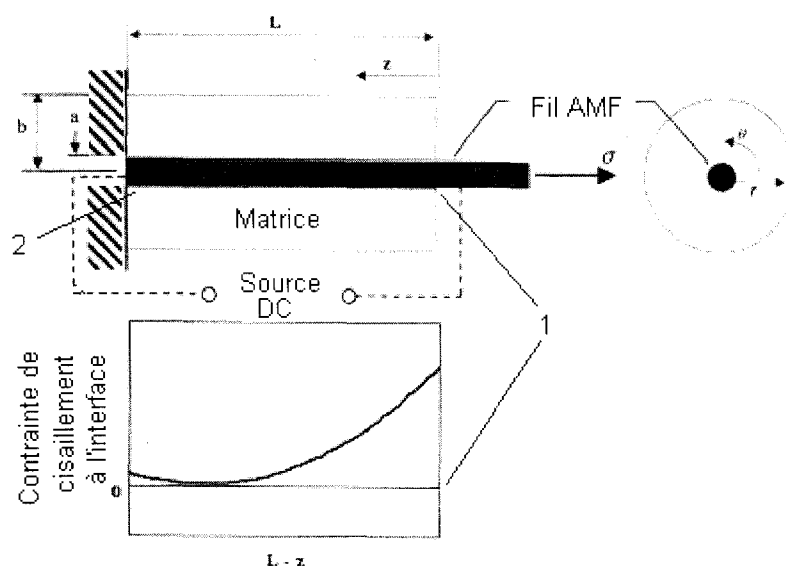


Figure 16 Test d'extraction d'un fil AMF [22]

Le résultat produit un cisaillement à l'interface fil / polymère. Deux endroits sont jugés critiques. Lorsque l'AMF n'est pas activé, la contrainte de cisaillement maximale est atteinte au lieu de chargement 1 sur la figure 16. Suite à l'activation, la contrainte maximale se déplace à l'encastrement 2. Les auteurs proposent donc l'optimisation de la contrainte générée en fonction de la contrainte appliquée. Le but consiste à diminuer les pics de cisaillement dans l'échantillon qui causent le décollement à l'interface. L'activation contrôlée permet donc de répartir uniformément la contrainte de cisaillement.

Jang et al. [24] ont fabriqué et testé une structure intelligente de composite incluant les AMF. Le composite carbone / époxy est fabriqué à partir de préimprégnés. Un moule

est spécialement conçu pour empêcher la contraction des fils AMF lors de la cuisson du composite. Il est montré qu'avec une prédéformation optimale (3 %) et un nombre adéquat de fils intégrés dans la structure ($\approx 10\%$ volumique), l'activation des AMF permet de fermer les fissures transversales, signe d'un début de détérioration majeure du composite. La figure 17 a) montre une fissure transversale. Tandis qu'à la figure 17 b), le même défaut n'est plus visible grâce à l'activation des fils d'AMF.

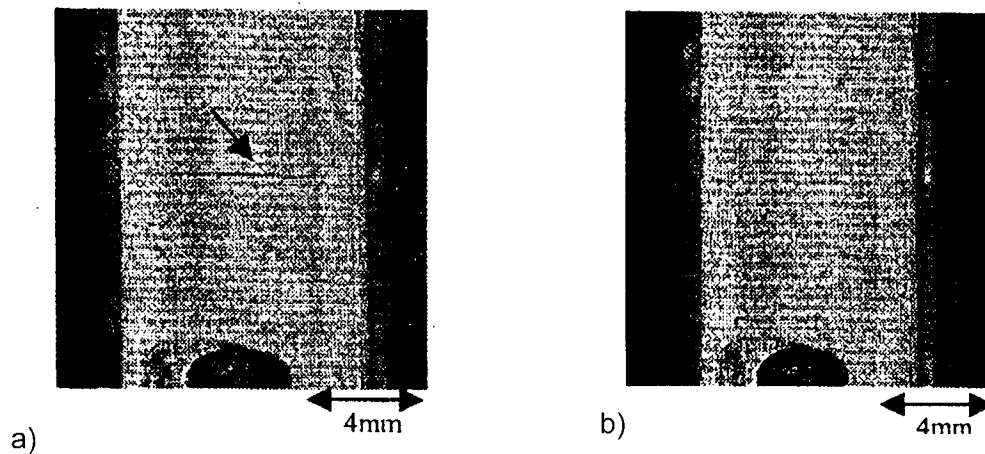


Figure 17 Effet de suppression de dommage d'une fissure transversale avec des fils AMF prédéformés à 3 % à l'intérieur d'un composite [24]

Dans le cadre d'une même étude, l'utilisation des fils d'AMF permet de détecter les défauts. Le principe consiste à observer le changement de résistance électrique des fils en fonction de la déformation. Les auteurs affirment que la détection de défauts peut être utilisée par cette technique. Selon leurs résultats, il y a une variation de résistance électrique de l'ordre de 10 % juste avant la rupture totale du composite. Pour la détection de défauts, la déformation du composite est assez faible ($\approx 1\%$), la variation de résistance électrique est d'environ 1 %. Puisque la conductivité électrique des AMF est bonne, une variation de résistance de 1 % est très difficile à détecter. Il faut donc un système extrêmement sensible pour détecter ces petits changements. Le chapitre deux traitera de cette problématique.

Zhang *et al.* [25] ont intégré des AMF dans un composite fait de fibre de verre et d'époxy dont la résine est cuite à la température ambiante à l'aide d'un durcisseur. Suite à une intégration de 10 % volumique de fils d'AMF, des tests de traction ont conclu qu'une activation des fils à 75 °C permettait d'augmenter la ténacité et le taux d'amortissement des échantillons. Par contre, une baisse de la rigidité et de la contrainte maximale à la rupture ont été notées. Ce problème est relié à un ramollissement de la matrice causé par l'élévation de la température.

Un des défis techniques de l'intégration des AMF consiste à empêcher l'activation des fils lors de la cuisson du composite à température élevée. Deux moyens sont habituellement employés. L'utilisation d'un gabarit retenant les fils ou l'utilisation d'une résine et d'un durcisseur permettant de faire une cuisson à température ambiante. Comme autre solution, Xu *et al* [26;27] proposent un AMF qui peut supporter une haute température (≈ 130 °C) permettant la cuisson du composite. Ce phénomène connu des AMF appelé effet mémoire de forme haute température (HTSME, *High-Temperature Shape Memory Effect*) consiste à imposer de grandes déformations plastiques à froid de façon à stabiliser la martensite [15]. Il y a donc une augmentation de la température de transformation A_s au premier cycle de chauffage seulement. La figure 18 présente la récupération de déformation en fonction de la température pour un tel AMF.

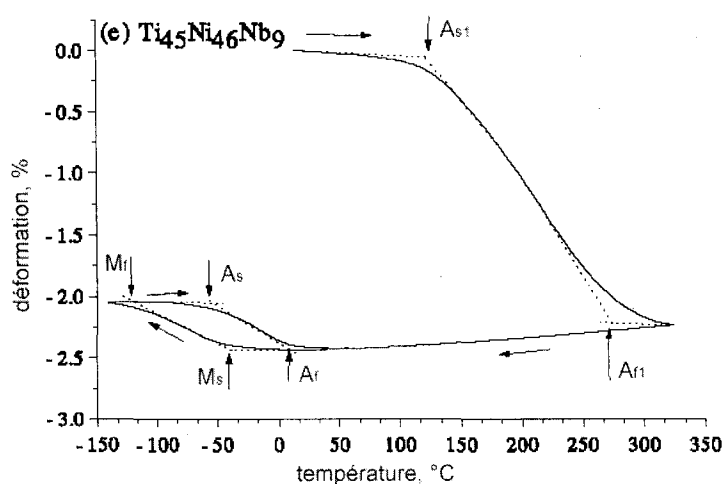


Figure 18 Déformation en fonction de la température d'un alliage $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$ déformé à froid [27]

Dans cette expérience, le fil est chauffé à environ 275 °C pendant un court laps de temps pour engendrer la première transformation de phase austénitique A_{r1} (figure 18). Ensuite, une contrainte résiduelle de compression d'environ 300 MPa est présente dans le fil, même à température ambiante (figure 19).

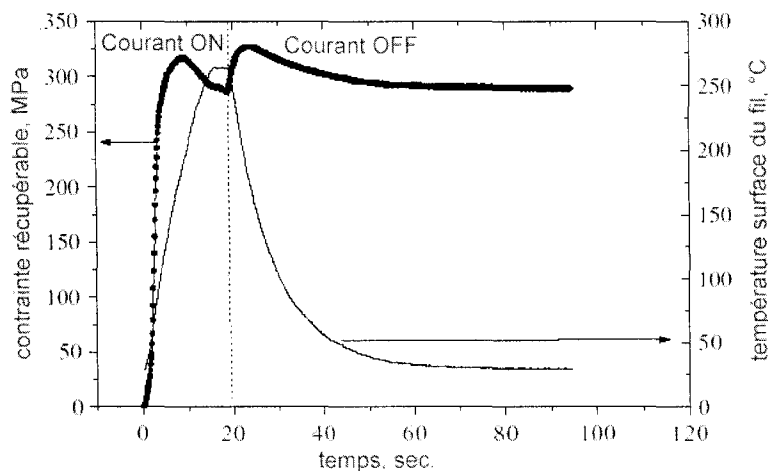


Figure 19 Contrainte générée et température de l'alliage $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$ en fonction du temps d'activation

Plusieurs méthodes et techniques de fabrication de composites hybrides ont été retenues dans la littérature afin de garantir de bons résultats. Par exemple, le fini de surface des fils AMF joue un grand rôle dans la résistance matrice / fil. Selon *Ogisu* [28], un traitement à l'aide d'une solution 10 % volumique de NaOH rend la surface poreuse et donne les meilleurs résultats pour l'adhérence fil / matrice. L'orientation des plis est aussi très importante lorsqu'on insère des fils AMF [29]. Il faut en général orienter les fils AMF dans la même direction que les fibres pour diminuer les défauts et les concentrateurs de contraintes.

1.3.3 Caractérisation des composites hybrides intégrant des AMF

Fondé par la Commission Européenne à travers le programme sur les Technologies Industrielles et Matérielles, le projet *ADAPTive composites with embedded shape memory alloy wires* (ADAPT) consiste à trouver une application à l'intégration des AMF

à l'intérieur des composites. Découlant de cet engouement, plusieurs chercheurs [30-32] tentent de caractériser et de modéliser des composites hybrides de kevlar / époxy / AMF. À l'aide d'un programme maison *Rcloop*, ces derniers modélisent le parcours de la contrainte récupérée en fonction du type de fil et de la déformation initiale. La théorie derrière cette implémentation numérique découle d'un besoin de connaître les comportements thermomécaniques des fils AMF. Ce comportement complexe est déduit en suivant l'évolution de la fraction de la phase martensite en fonction de la contrainte et de la température. Afin de simuler la déformation des fils et tester la rigidité du composite, une adaptation de ce programme est employée. Selon les données, avec une augmentation de température, les AMF et les fibres de kevlar se contractent, tandis que la matrice se dilate. Dans les dernières versions de ce programme, l'état transitoire causé par l'effet mémoire de forme sur le composite hybride pour un chargement simple est bien représenté. Il faut toutefois fournir les propriétés mécaniques exactes de tous les matériaux.

Dans un même ordre d'idée, *Bruck et al.* [33;34] ont caractérisé un modèle thermodynamique en tension avec une règle des mélanges modifiée et le modèle de *Brinson* basé sur la seconde loi de la thermodynamique, calculé en terme d'énergie libre d'Helmholtz. Par contre, en utilisant ce modèle pour un chargement en flexion, de grandes différences entre la théorie et la pratique sont observées. Ces problèmes sont attribués à des phénomènes de décollement, aux gradients de température et aux hypothèses de température adiabatique des échantillons.

Auricchio et al. [35], ont développé un modèle phénoménologique en trois dimensions. Fondé sur les lois de la thermodynamique, ce modèle utilise les couplages thermomécaniques. De plus, le jumelage des équations régissant l'activation thermique par l'effet Joule est intégré dans ce modèle. Ces équations ont par la suite été insérées dans un code d'éléments finis pour développer un élément thermo-électro-mécanique de type brique à 8 nœuds et cinq degrés de liberté par nœuds (3 déplacements, la température et le potentiel électrique). En plus, un autre élément a été créé pour représenter les échanges de chaleur entre le matériel et l'environnement. Il s'agit d'un élément bidimensionnel avec un degré de liberté par nœud, c'est-à-dire la température.

D'autres auteurs [36-39] ont aussi analysé les composites hybrides en utilisant la méthode des éléments finis ou des modèles phénoménologiques et ce, pour différents chargements. Ces modèles simulent donc les comportements des composites hybrides.

Enfin, une représentation simple du comportement d'un composite hybride peut être déduit par la règle des mélanges [5]. Tout d'abord, il faut illustrer le comportement mécanique des différents constituants du composite (figure 20).

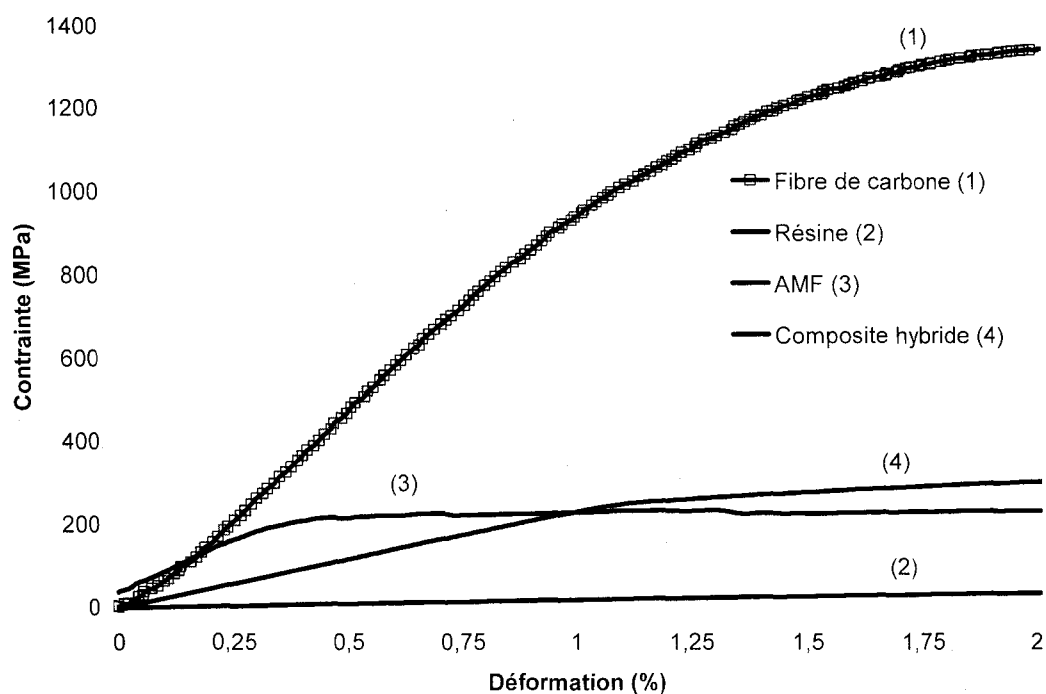


Figure 20 Comportement mécanique des constituants du composite hybride

Les courbes 1 à 3 caractérisent le comportement des différents matériaux, tandis que la courbe 4 représente le comportement de l'ensemble du composite hybride. Pour appliquer la règle des mélanges, il faut connaître la fraction volumique des différents matériaux du composite. Cette méthode permet d'estimer rapidement l'influence des renforts en fonction de leurs quantités insérés.

1.4 Problématique et objectif de recherche

Ce travail de maîtrise s'inscrit dans un projet plus large du Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatiale au Québec (CRIAQ) sous le thème 6.1 *Microsystems for in situ health monitoring of aircraft*. La problématique répond à la demande de Bombardier Aéronautique, partenaire de ce projet. Brièvement, ce sont les problèmes reliés aux défauts des composites décrits dans les sections précédentes qui sont en cause. Plus précisément, il faudra mettre en évidence la faisabilité, les performances d'une méthode ou d'une solution technique dans le but de détecter, ralentir, voir même arrêter les défauts. Lors du service, la solution proposée par le Laboratoire sur les Alliages à Mémoire et les Systèmes Intelligents (LAMSI) consistera à intégrer les alliages à mémoire de forme dans une structure de composite. Idéalement, les éléments actifs AMF devraient posséder les qualités de capteur pour permettre la détection de défauts et devraient permettre de ralentir leur propagation une fois que les fils AMF sont activés.

Le but de ce projet est tout d'abord de se mettre au niveau des derniers développements dans le domaine des composites hybrides. La fabrication des échantillons permettra de développer une certaine expertise dans l'intégration des AMF au sein d'une structure composite. Une attention particulière sera portée vers l'utilisation des AMF comme capteur résistif utilisé pour la détection des défauts. Ensuite, des tests suivront afin de démontrer et de quantifier le potentiel d'auto guérison d'un composite hybride. Les effets de l'intégration des fils métalliques dans une structure doivent être vérifiés. Ensuite, les performances seront analysées lorsque les fils seront activés. Enfin, un modèle éléments finis sera construit dans le but de valider les résultats et aider à la conception de ces futurs matériaux. La vision et la nouveauté de cette approche numérique comprennent la modélisation de l'endommagement du composite hybride dans un processus de propagation des défauts.

Pour résumer le résultat souhaité de ces recherches, le composite hybride doit détecter un défaut à l'aide des fils AMF ou un autre système de détection. Par la suite,

l'activation sera faite de façon à transformer complètement les fils en austénite pour obtenir des contraintes de compression. Finalement, l'objectif à plus long terme de la modélisation consiste à optimiser les composites hybrides pour obtenir de meilleures performances, et ce, avec des chargements variés afin de simuler les conditions d'utilisation des pièces en composites dans le domaine aéronautique.

CHAPITRE 2

CAPTEUR RÉSISTIFS EN ALLIAGE TINI À MÉMOIRE DE FORME

Ce chapitre présente la méthodologie utilisée et les résultats obtenus lors de la caractérisation du potentiel des fils d'alliage TiNi en tant que capteurs résistifs. Les recherches faites sur les jauges de déformation ont permis d'appliquer ce champ de connaissance aux AMF. Enfin, les tests et recherches effectués dans ce chapitre ont été influencés positivement par les travaux antérieurs des stagiaires du LAMSI, notamment par Marc-Antoine Delarche (hiver 2003) ainsi que Guilhem Avenas (été 2004).

2.1 Principe d'une jauge de déformation

Les jauges de déformation sont les capteurs les plus utilisés dans l'industrie pour mesurer les déformations. Lord Kelvin [40] fut le premier en 1856 à publier que les conducteurs métalliques sujets à une déformation mécanique démontraient un changement de leur résistance électrique. Par la suite, ce phénomène fut mis en pratique seulement dans les années 1930. Fondamentalement, toutes les jauges de déformation sont conçues pour transformer le mouvement mécanique en un signal électrique. L'installation typique consiste à coller la jauge sur la surface d'une pièce pour jumeler la déformation des deux matériaux lorsqu'il y a une sollicitation mécanique ou thermique. La sensibilité ou le facteur de jauge (G) est une valeur donnée par le fabricant permettant de relier la variation de résistance mesurée $\Delta R = (R - R_0)$ à la déformation (ε_l) par la formule suivante :

$$G = \frac{(\Delta R)}{R_0} \times \frac{1}{\varepsilon_l} \quad (2.1)$$

$$\varepsilon_l = \frac{(R - R_0)}{G \times R_0} \quad (2.2)$$

Une jauge de déformation uniaxiale mesure la déformation (ε_l) dans le sens axial à ses fils qui la constituent (figure 21).

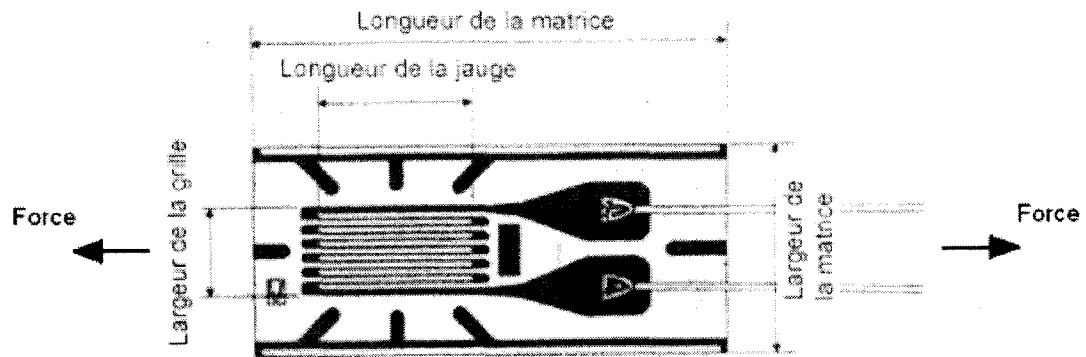


Figure 21 Jauge de déformation typique

À l'aide d'un ohmmètre, lorsqu'il n'y a pas de charge sur la pièce, la résistance initiale (R_0) est mesurée. En service ou lors d'un test, une lecture de la résistance (R) permet de calculer, à l'aide de la formule 2.2, la déformation locale de la pièce. En pratique, les variations de résistance sont très faibles et il faut utiliser un ohmmètre très sensible pour s'assurer d'une bonne interprétation de la déformation. Pour contrer ce problème, l'utilisation des circuits de conditionnement permet d'amplifier le signal de la jauge dans le but d'augmenter la précision de lecture. Des explications à ce sujet seront apportées dans la section 2.1.1. L'avantage d'avoir un facteur de jauge élevé est qu'il permet d'augmenter les variations de résistance (sensibilité du capteur) et ainsi la précision de mesure pour de petites déformations. Le tableau III présente le facteur de jauge pour des alliages couramment utilisés.

Tableau III
Facteur de jauge pour différents alliages [41]

Matériel	Facteur de jauge (G)
Platine-Iridium (Pt 95%, Ir 5%)	5,1
Platine-Tungsten (Pt 92%, W 8%)	4,0
Isoelastic (Fe 55.5%, Ni 36% Cr 8%, Mn 0.5%) *	3,6
Constantan / Advance / Copel (Ni 45%, Cu 55%) *	2,1
Nichrome V (Ni 80%, Cr 20%) *	2,1
Karma (Ni 74%, Cr 20%, Al 3%, Fe 3%) *	2,0
Armour D (Fe 70%, Cr 20%, Al 10%) *	2,0
Monel (Ni 67%, Cu 33%) *	1,9
Manganin (Cu 84%, Mn 12%, Ni 4%) *	0,5
* marque de commerce	

Plusieurs autres facteurs affectent le choix d'une jauge de contrainte. La plage d'utilisation en déformation peut restreindre l'utilisation puisque les jauges ne permettent pas de déformation plastique. Elles doivent rester dans le domaine élastique pour garantir une bonne linéarité et une répétition de mesure. La température affecte les résultats de deux façons différentes. Premièrement, le facteur de jauge change en fonction de la température d'utilisation. Pour minimiser ce problème, le fabricant fournit donc un graphique permettant d'ajuster le facteur de jauge à la température d'utilisation. Évidemment, certains matériaux sont beaucoup plus sensibles à la variation de température que d'autres. Deuxièmement, le gradient de température engendre une déformation apparente causée par le coefficient de dilatation thermique différent entre la pièce, le fil résistif et la colle de jonction (époxy). Heureusement, certains montages électriques permettent une compensation de ces effets thermiques. La rigidité du matériau étudié influence aussi le choix d'une jauge. La force nécessaire pour déformer la jauge ne doit pas être trop élevée de sorte à créer une rigidification sous le capteur et ainsi fausser les résultats. La valeur de la résistance doit être assez élevée pour permettre une bonne détection de la variation de résistance. La majorité des jauges de déformations utilisées ont une résistance de 120 ou 350 ohms. La valeur de la résistance (R), exprimée en ohm (Ω), est gouvernée par l'équation suivante :

$$R = \rho \frac{l}{s} \quad (2.3)$$

où (ρ) est la résistivité électrique du matériau ($\Omega \cdot m$), (l) la longueur (m) et (s) la section du conducteur (m^2). Ainsi, selon la formule 2.3, une diminution de la section et une augmentation de la longueur du fil (souvent avec des allers-retours) permettent d'augmenter la résistance. Finalement, plus le multimètre est précis, plus la précision du système de mesures en sera augmentée. Ce gain de précision peut être obtenu en utilisant un circuit de conditionnement tel que mentionné à la section suivante.

2.1.1 Circuits de conditionnement

La déformation d'un alliage métallique entraîne, certes, une variation de sa résistance électrique. Par contre, ce changement est difficilement détectable et peut engendrer de grosses erreurs si la prise de mesure ne s'effectue pas de façon adéquate ou avec un équipement de basse qualité. Un circuit de conditionnement est utilisé de manière à transformer la variation de résistance en variation de voltage où la lecture se fera à l'aide d'un multimètre ou d'une carte d'acquisition. L'utilisation du pont de *Wheatstone* donne un signal proportionnel à la charge permettant d'amplifier correctement le signal avant la lecture. Le circuit de base du pont de *Wheatstone* contient quatre résistances (dont au moins une est un capteur), un voltage d'entrée constant (V_{in}) et un voltmètre (V_g) tel qu'illustré à la figure 22.

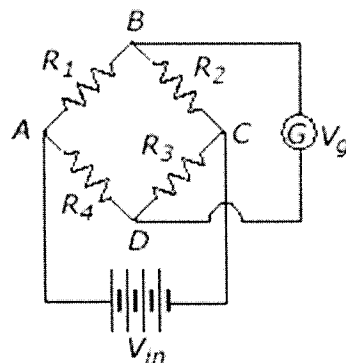


Figure 22 Circuit schématique du pont de Wheatstone

En supposant qu'il n'y a pas de courant circulant entre les bornes BD, il est possible de trouver la tension V_g comme suit :

$$V_g = \frac{R_1 R_3 - R_2 R_4}{(R_1 + R_2)(R_4 + R_3)} V_{in} \quad (2.4)$$

En principe, il est nécessaire de toujours avoir un pont équilibré ($V_g = 0$) au début. Pour équilibrer le pont, il faut respecter l'équation suivante :

$$R_1 R_3 = R_2 R_4 \quad (2.5)$$

Une fois que les (ou le) capteurs sont chargés, la variation de résistance des capteurs est mesurée par le déséquilibre du pont, c'est-à-dire par la tension V_g . Supposons maintenant que les quatre résistances ont la même valeur et que la résistance R_2 soit une jauge de déformation variant sous l'effet d'une charge (calcul d'un quart de pont). Donc, $R_2 = R + \Delta R$ et (2.4) devient :

$$V_g = V_{in} \left(\frac{R^2 - R\Delta R - R^2}{(2R)(2R + \Delta R)} \right) \quad (2.6)$$

En simplifiant, on obtient :

$$V_g = V_{in} \left(\frac{\Delta R / R}{4 + 2\Delta R / R} \right) \quad (2.7)$$

En général, $\Delta R / R \ll 1$, on approxime (2.7) par :

$$V_g \approx V_{in} \frac{\Delta R}{4R} \quad (2.8)$$

Enfin, pour connaître la déformation de la pièce, il suffit de combiner l'équation (2.2) à (2.8) pour obtenir :

$$\varepsilon_l = \frac{4V_g}{G \times V_{in}} \quad (2.9)$$

La déformation de la pièce se trouve en mesurant V_g , puisque G est connu et V_{in} est la tension injectée dans le circuit. Cette tension ne doit pas être trop élevée pour ne pas faire chauffer les résistances par effet Joule. En réalité, toute variation de température affecte les mesures faites par les jauges. Pour éviter ce problème, il faut utiliser au moins deux jauges qui seront soumises à la même condition thermique. Il faut également mettre la deuxième jauge sur une branche adjacente du pont de manière à compenser l'effet thermique. Ainsi, dans l'exemple précédent, la jauge de déformation est placée en R_2 . Afin d'obtenir une compensation thermique, il faudra en mettre une seconde en R_1 ou en R_3 . Cette dernière pourra être soumise à une charge mécanique (demi-pont) pour augmenter la sensibilité, ou non (quart de pont). Une compensation thermique sera également obtenue si un pont complet est utilisé (utilisation de quatre capteurs). Il existe plusieurs configurations de branchements conçues pour maximiser la sensibilité de détection, et ce, en fonction du type de chargement et du nombre de capteurs disponibles. Il est important de toujours revenir à la formule générale du pont de *Wheatstone* (2.4) pour déterminer l'équation représentant la variation de résistance en fonction du voltage mesuré, similaire à (2.8). Les jauges peuvent être placées en tension, en compression ou de façon transversale par rapport à la charge faisant intervenir le coefficient de Poisson du matériau. En plus du branchement électrique, la sensibilité du système reste liée au facteur de jauge du capteur et plus celui-ci est élevé, plus le système est précis. Enfin, les paramètres influençant ce facteur seront mis en évidence dans les prochaines sections.

2.1.2 Éléments théoriques du facteur de jauge

Cette section présente les différents aspects influençant le facteur de jauge d'un alliage. Il sera démontré que la sensibilité résistive d'un matériau dépend de ses propriétés physiques (coefficient de Poisson et l'effet piézorésistif). Prenons maintenant l'exemple d'un fil conducteur avec une résistivité électrique (ρ), une longueur (l) et l'aire de sa section (s). L'expression générale de sa résistance (R) en fonction de sa géométrie est donnée par :

$$R = \rho \frac{l}{s} \quad (2.10)$$

La différentielle de la résistance combine les effets des variations de longueur, de l'aire de la section ainsi que de la résistivité électrique:

$$dR = \frac{\rho}{s} dl - \frac{\rho l}{s^2} ds + \frac{l}{s} d\rho \quad (2.11)$$

$$\frac{dR}{R} = \frac{dl}{l} - \frac{ds}{s} + \frac{d\rho}{\rho} \quad (2.12)$$

La déformation longitudinale (ε_l) du fil est définie par son changement de longueur :

$$\varepsilon_l = \frac{dl}{l} \quad (2.13)$$

L'aire de la section varie en fonction du coefficient de Poisson (ν), puisque :

$$\varepsilon_r = \frac{dr}{r} = -\nu \varepsilon_l \quad (2.14)$$

En supposant que le fil est cylindrique avec un rayon initial (r), sa section (s) étant donnée par :

$$s = \pi r^2 \quad (2.15)$$

La différentielle de cette section est :

$$ds = 2\pi r dr \quad (2.16)$$

$$\frac{ds}{s} = 2 \frac{dr}{r} = -2\nu \varepsilon_l \quad (2.17)$$

En remplaçant (2.17) et (2.13) dans (2.12), on trouve que :

$$\frac{dR}{R} = \varepsilon_l + 2\nu \varepsilon_l + \frac{d\rho}{\rho} \quad (2.18)$$

En rappelant que la définition du facteur de jauge (G) est :

$$G = \frac{dR/R}{\varepsilon_l} \approx \frac{\Delta R/R}{\varepsilon_l} \quad (2.19)$$

La combinaison des équations (2.18) à (2.19) montre que le facteur de jauge pour un fil dépend du coefficient de Poisson et de l'effet piézorésistif :

$$G = 1 + 2\nu + \frac{d\rho/\rho}{\varepsilon_l} \quad (2.20)$$

La majorité des métaux ont un coefficient de Poisson variant entre 0.25 et 0.35. Le terme $1 + 2\nu$ de l'équation (2.20) se situe donc entre 1.5 et 1.7. Par contre, le Tableau III indique que le facteur de jauge des matériaux fréquemment utilisés varie entre 0.5 et

5.1. Donc, l'effet piézorésistif $\left(\frac{d\rho/\rho}{\varepsilon_l} \right)$ peut être assez grand pour certains matériaux.

Enfin, il est nécessaire d'effectuer des essais expérimentaux pour considérer tous les

paramètres agissants sur le facteur de jauge. Les sections suivantes exposent les tests permettant de caractériser la sensibilité des AMF lorsqu'ils sont utilisés comme capteurs résistifs.

2.2 Essais expérimentaux sur les performances des AMF pour les capteurs résistifs

Nous avons vu précédemment que le facteur de jauge d'un alliage peut être déterminé en ayant les valeurs de ν et de $\frac{d\rho/\rho}{\varepsilon_l}$. Par contre, le coefficient de Poisson des AMF varie selon la phase en présence et le type d'alliage. De plus, il s'avère impossible de trouver dans la littérature des données associées à la variation relative de la résistivité électrique en fonction de la déformation de notre AMF. Les tests expérimentaux deviennent nécessaires pour déterminer le facteur de jauge d'un AMF. Cette section présente les étapes nécessaires pour caractériser l'AMF dans le but de trouver sa sensibilité résistive et ainsi exposer les faits entourant ses aptitudes d'intégration dans des composites.

Les fils utilisés (Ti-50.31at.%Ni) sont fournis par la compagnie *Spécial Metals* (NY, USA). Le tréfilage forme les fils à un diamètre 0.5 mm et confère un taux d'érouissage de l'ordre de 20 à 30% dans l'état livré par le fabricant. Un traitement thermique est nécessaire pour abaisser ce taux d'érouissage et donner la forme haute température au matériau. Ce traitement consiste en un recuit à 550°C pendant une heure, suivi d'une trempe à l'eau froide. Les échantillons sont ensuite sablés pour enlever la couche d'oxyde, ce qui permet d'obtenir une bonne mesure de la résistance électrique. Cette étape est suivie par un chauffage en haut de la température A_f permettant de restituer les déformations engendrées au cours des manipulations. Finalement, les fils sont refroidis sous le point de congélation ($< M_f$), pour s'assurer d'avoir une structure 100% martensitique auto-accommodante une fois le retour à la température ambiante. Cette procédure a été établie après avoir mesuré les températures de transformation tel que discuté dans la prochaine section.

2.2.1 Mesure des températures de transformation

La transformation de phase à l'état solide étant une transformation de phase du premier ordre produit des échanges de chaleur dans le matériau. La calorimétrie différentielle à balayage (communément appelée DSC pour Differential Scanning Calorimetry) est une mesure thermique qui permet d'évaluer le flux de chaleur associé aux transformations de phase. Pendant un chauffage (ou un refroidissement), l'instrument impose une différence de température (ΔT) nulle entre la fournaise de l'échantillon et la fournaise de référence, figure 23 (a).

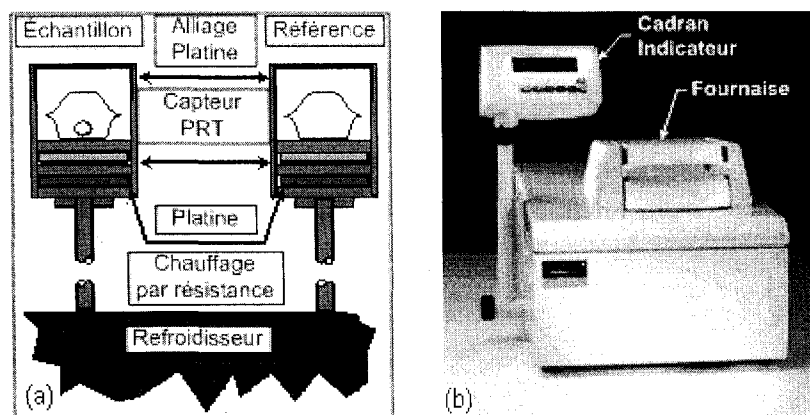


Figure 23 Appareil de calorimétrie différentielle à balayage

La différence de température entre l'échantillon et la référence reste stable tant qu'aucune transformation ne survient. Cependant, lors d'une réaction endo ou exothermique, une différence de température entre les deux fournaises survient. Donc l'appareil doit augmenter (ou diminuer) son flux de chaleur afin de tendre la variation de température vers zéro. L'enregistrement de ces flux permet à l'appareil *Pyris 1 DSC* fabriqué par la compagnie *Perkin-Elmer* (figure 23 (b)) de déterminer avec précision les températures de transformation des AMF. Dans ce projet, le capteur résistif en TiNi est en phase martensitique. Donc, la connaissance des températures de transformations nous donne la plage de température d'utilisation de ce matériau.

Suite à la préparation générale des fils, telle que discutée à la section 2.2, quelques échantillons pour les essais DSC sont ensuite coupés. Cette étape est réalisée à l'aide

d'une scie à diamant tournant à basse vitesse. Cette dernière minimise les zones d'écaillage et d'échauffement localisés. Le poids de l'échantillon est mesuré à l'aide d'une balance *L-series (Acculab)* précise à ± 0.1 mg. Enfin, un échantillon d'une dizaine de milligrammes de fil est placé dans l'appareil et le balayage de température suivant (norme ASTM F2004-00 [42]) est appliqué :

1. maintien à -40 °C pendant 1 minute
2. chauffage jusqu'à 200 °C à 10 °C/minute
3. maintien à 200 °C pendant 1 minute
4. refroidissement jusqu'à -40 °C à 10 °C/minute

Voici le graphique du flux de chaleur (en milliwatts) obtenu en fonction de la température (en degrés Celsius).

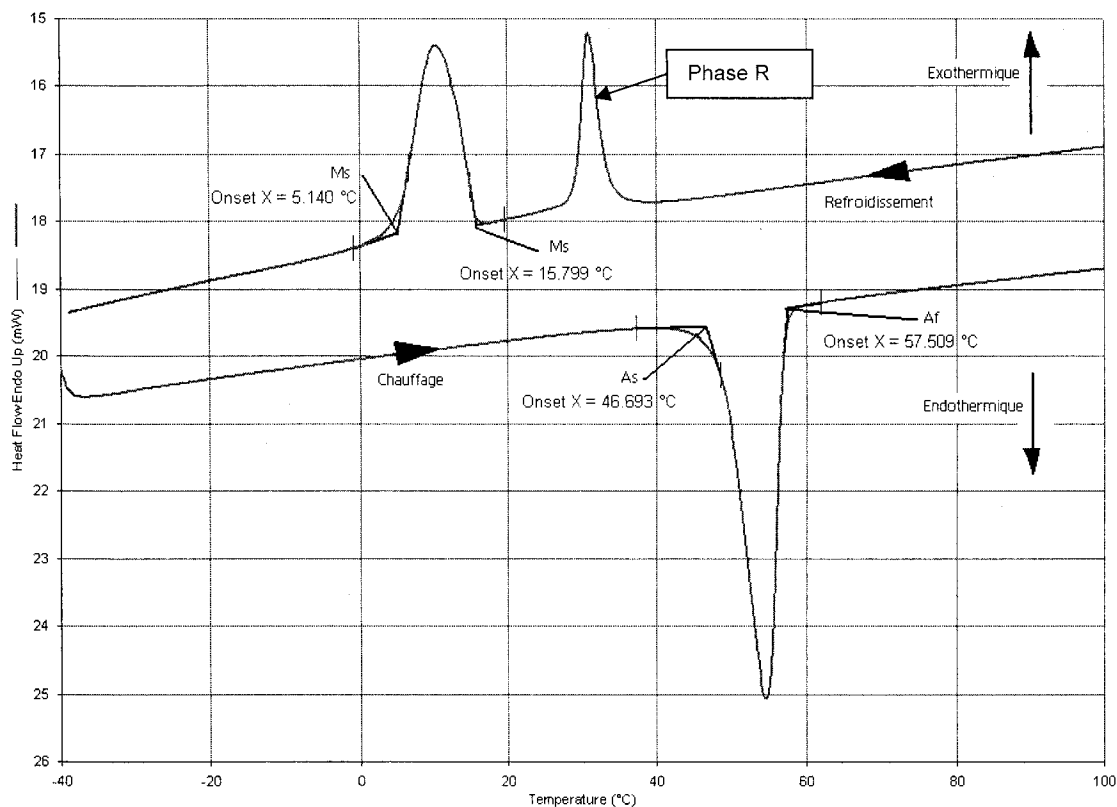


Figure 24 Essai DSC d'un AMF Ti- 50.31at.%Ni

La courbe du bas de la figure 24 caractérise la transformation martensitique inverse, présentant une réaction endothermique. L'augmentation de la température transforme la martensite en austénite. La courbe du haut de la figure 24 représente le refroidissement qui enclenche la transformation directe. Cette réaction exotherme transforme l'austénite en martensite. On peut aussi noter un pic de transformation intermédiaire appelé phase "R". À l'aide du module *Pyris 1 DSC* de la compagnie *Perkin-Elmer*, les températures de transformation sont obtenues selon la méthode des tangentes (norme ASTM F2004-00 [42]). Le tableau IV résume les températures de transformation obtenues.

Tableau IV

Températures de transformation de l'alliage Ti-50.31at.%Ni

Phase ($\sigma = 0$)	A_s	A_f	M_s	M_f
Température °C	46,5	57,5	16,0	5,0

Il est maintenant clair que nous ne pouvons pas prédire l'état de la structure à la température ambiante. Nous devons inévitablement connaître l'historique thermomécanique du matériau puisque la phase en présence est différente suite à un refroidissement ou à un chauffage. Les tests résistifs doivent caractériser les fils à partir de l'état martensitique auto-accommodant jusqu'à l'obtention et la déformation plastique de la martensite orientée. Suite à l'essai DSC, nous voyons qu'il faut tout d'abord réchauffer l'échantillon pour le transformer en phase austénitique (> 57.5 °C) et ensuite abaisser la température, jusqu'au point de congélation, afin d'obtenir de la martensite auto-accommodante à température ambiante.

2.2.2 Comportement mécanique des AMF

Puisque les tests de résistivité électrique sont effectués en déformant les échantillons, il est nécessaire, dans un premier temps, de bien comprendre les phénomènes liés au test de traction à l'état martensitique. Le fil utilisé a un diamètre de 0,5 mm et se trouve dans l'état de martensite auto-accommodante à température ambiante. La machine de

traction utilisée provient de la compagnie *EnduraTec* et permet d'enregistrer le déplacement et la force de réaction de l'échantillon. La figure 25 présente le montage expérimental pour le test de traction avec la mesure de la résistance électrique.

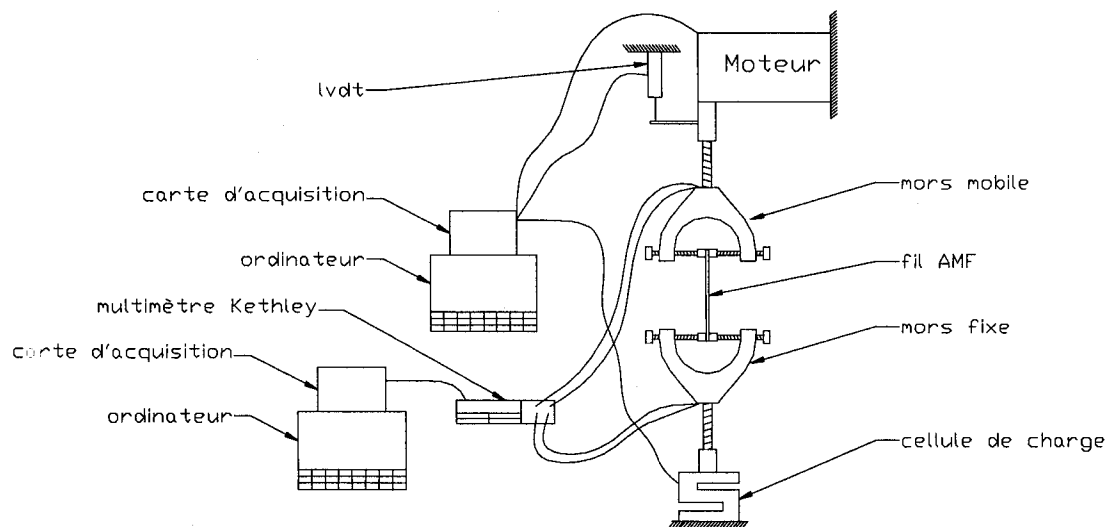


Figure 25 Montage expérimental pour l'essai de traction et résistance électrique

En fixant la vitesse de déplacement à 0,02 mm/s, la force et le déplacement sont mesurés. En transformant la force en contrainte ($\sigma = F/A$) et le déplacement en déformation ($\varepsilon = \Delta l/l$), on obtient le graphique de la figure 26.

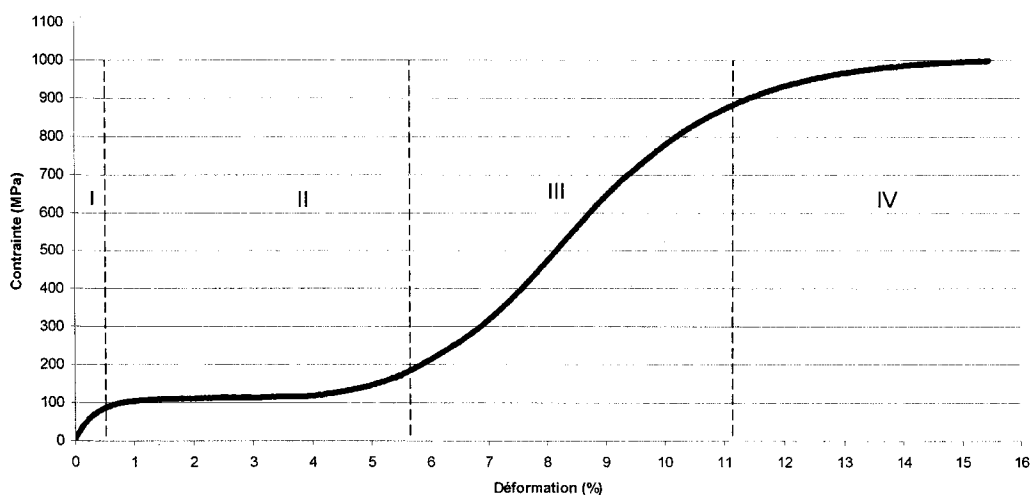


Figure 26 Essai de traction à température ambiante sur un fil d'AMF de 0,5 mm de diamètre

Quatre zones, voir figure 26, sont déterminées par l'intersection des différentes pentes correspondantes à l'état de la structure du fil :

1. La zone I entre 0 et 0,5 % de déformation caractérise la rigidité de la martensite maclée (déformation élastique).
2. La zone II formant le plateau entre 0,5 et 5,75 % de déformation correspond à la réorientation des variantes de martensite.
3. La zone III entre 5,75 et 11,2 % de déformation représente le comportement de la martensite complètement orientée qui se déforme élastiquement.
4. Enfin, la zone IV, à partir de 11,2 % de déformation, correspond au début de la déformation plastique du fil.

2.2.3 Comportement électrique résistif des AMF

Les mesures de la résistance électrique sont effectuées lorsque l'échantillon est monté sur la machine EnduraTec (figure 25). Pendant l'élongation du fil, la résistance électrique est enregistrée à l'aide d'un multimètre de marque Keithley modèle 2010. D'une grande précision, cet appareil donne une erreur de 0.045% de la lecture dans la gamme de résistance du test. Un branchement à quatre fils est nécessaire pour soustraire la résistance des fils de raccordement lorsque nous mesurons de faibles résistances. La figure 27 montre le branchement sur le multimètre.

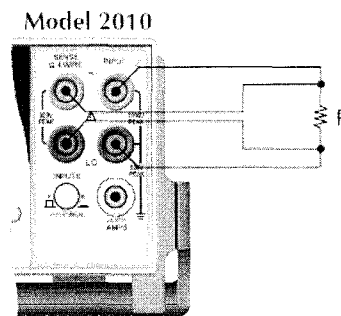


Figure 27 Branchement quatre fils du multimètre Keithley pour mesurer la résistance électrique

L'enregistrement de la résistance en fonction du temps se fait à l'aide d'une carte d'acquisition et le programme *Labview*. La chaîne de mesure du système est présentée à la figure 25.

Puisque le branchement électrique du multimètre est fait au bout des mors, il faut soustraire leur résistance électrique, soit $3\text{ m}\Omega$ par mors. Donc, la valeur de la résistance du fil est obtenue en retranchant $6\text{ m}\Omega$ de la lecture. Idem au test de traction présenté précédemment, le graphique de la figure 28 présente en plus, sur l'ordonnée de droite, la variation de la résistance relative du fil en fonction de la déformation.

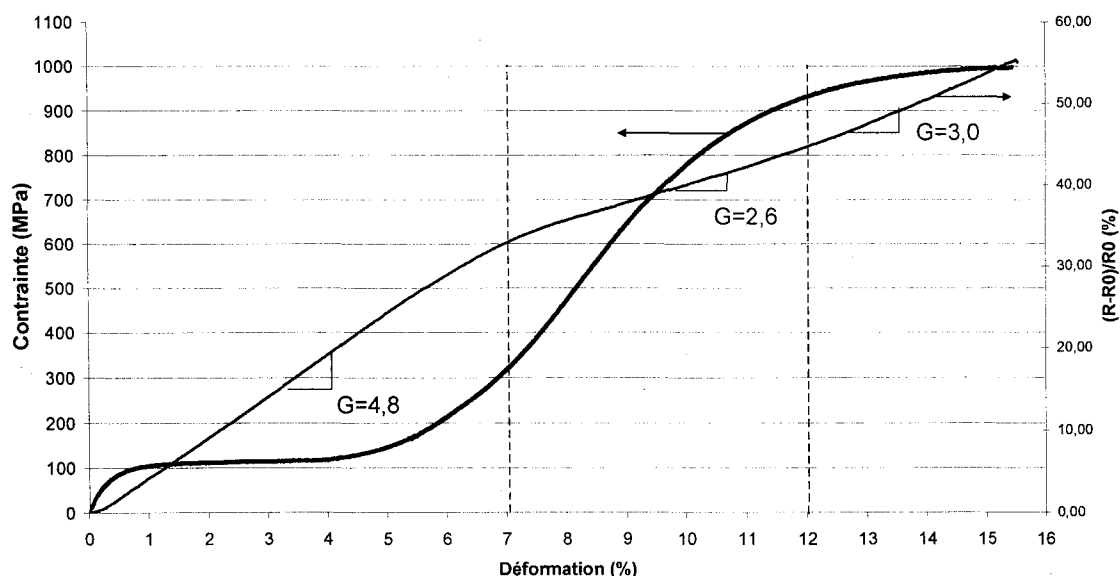


Figure 28 Graphique de la contrainte et la variation de la résistance électrique en fonction de la déformation

Selon la formule (2.1), l'évaluation de la pente de la courbe de variation relative de la résistance donne le facteur de jauge. Puisque la courbe présente des sections linéaires, la pente a été calculée avec deux points, un au début et l'autre à la fin de la zone étudiée. Les zones étudiées correspondent au changement de pente brusque de la courbe représentant le facteur de jauge. Les transformations engendrées par la déformation causent des changements importants sur la résistivité électrique du fil. Les résultats des tests montrent que l'élasticité de la martensite auto-accommodante

jusqu'à la transformation en martensite orientée (jusqu'à environ 7 % de déformation) donne un facteur de jauge constant de 4,8. Cette valeur est comparable aux jauges résistives les plus sensibles sur le marché, (tableau III). De plus, ces dernières ne permettent pas une aussi grande déformation que l'alliage TiNi et sont plus abordables que les alliages de platine. Par la suite, la partie élastique de la martensite orientée (7-12 % de déformation) donne un facteur de jauge de 2,6. Finalement, la déformation plastique de la martensite orientée (> 12% de déformation) fait remonter le facteur de jauge à 3,0. Le tableau V donne le résultat du facteur de jauge pour quelques tests. La répétitivité et la précision des résultats démontrent déjà un grand potentiel d'utilisation de ces métaux comme capteurs résistifs.

Tableau V

Facteur de jauge de six échantillons en déformations

échantillon	Plage de déformation		
	0-7%	7-12%	12-15%
no7	4,84	2,85	3,07
no9	5,08	2,65	3,01
no10	4,69	2,37	2,93
no11	4,64	2,69	3,03
no12	4,84		
no13	4,90		
moyenne	4,83	2,64	3,01
ecart type	0,16	0,20	0,06

Comparativement aux matériaux couramment utilisés, présentés au tableau III, l'utilisation de cet alliage est très avantageuse jusqu'à 7 % de déformation grâce à son facteur de jauge très élevé. En se rappelant de la double utilisation désirée de l'AMF, la génération de contrainte est possible si l'échantillon est en martensite orientée, c'est-à-dire pour des déformations supérieures à 1 %.

Une étude plus précise dans une plage de déformation restreinte a permis d'obtenir des résultats encore plus précis. Puisque la course maximale de la machine de traction utilisée est d'environ douze millimètres, la longueur du fil peut être augmentée afin de permettre une plus grande variation de la résistance électrique. En plus de limiter la

déformation, la figure 29 présente une boucle en fin de course pour vérifier la stabilité du capteur lorsqu'il y a des petits déchargements.

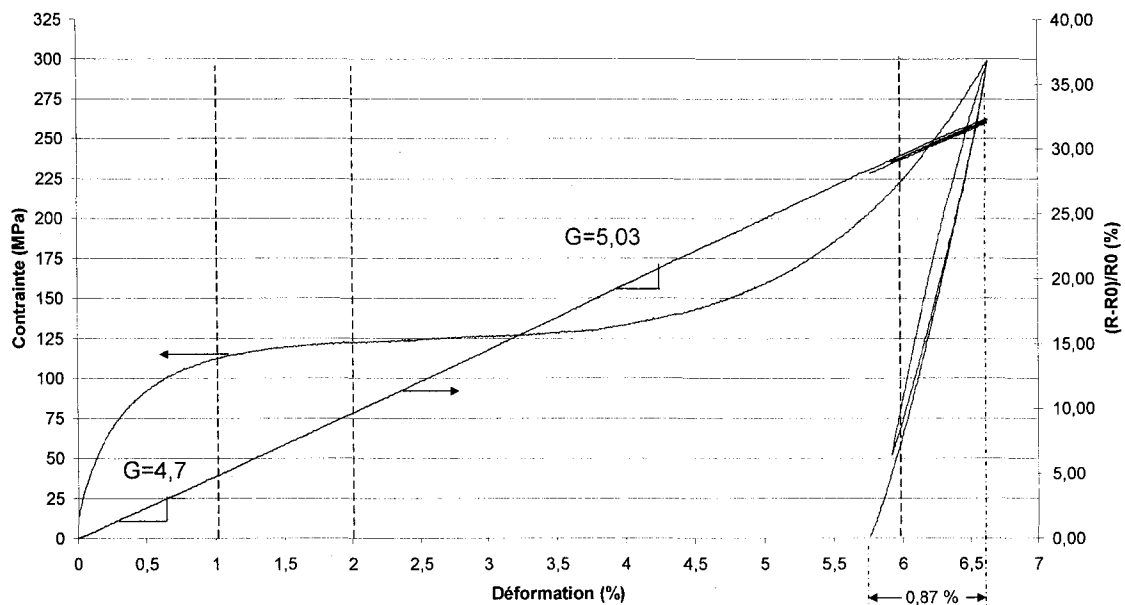


Figure 29 Graphique de la contrainte et la variation de la résistance électrique en fonction de la déformation de 0 à 7 %

En précisant l'analyse, on trouve que le facteur de jauge entre 0 et 1 % de déformation est légèrement plus faible (valeur de $G=4,7$). Cette valeur reste très intéressante, mais la zone d'utilisation est très restreinte. La plage la plus avantageuse et utile correspond à la zone de 2 à 6 % de déformation. En plus de générer une contrainte allant jusqu'à environ 600 MPa une fois chauffé, la déformation de cet échantillon dans cette région offre le facteur de jauge le plus élevé, soit 5,03.

En plus de sa grande linéarité et de sa répétitivité, le cyclage de la charge est très bien capté par la variation de la résistance. Le cyclage est observé à la fin de la courbe contrainte - déformation de la figure 29. Cette petite boucle d'environ 0,9 % de déformation représente la partie élastique du matériau. Ce jeu permet le retour de forme de l'alliage et il est très bien capté par la variation de résistance électrique. Sur la

fin de la courbe de variation de résistance relative en fonction de la déformation de la Figure 29, on peut voir trois lignes superposées. Elles sont toujours linéaires et présentent encore un facteur de jauge de 5. Cette observation confirme que non seulement il est possible de capter la déformation de 2 à 6 % avec un facteur de jauge de 5, mais aussi un déchargement d'environ 0,9 % n'importe où dans cette plage de déformation avec un facteur de jauge de 5.

Prenons par exemple une intégration de fils déformés à 4 % à l'intérieur d'un composite. La résistance électrique (ou la différence de potentiel, dans le cas d'utilisation d'un circuit de conditionnement) est constamment vérifiée, représentant l'allongement ou la déflexion de cette pièce. Plus la surface couverte par les fils est grande, plus la précision de lecture sera augmentée. Une limite de déformation est préalablement fixée, indiquant une surcharge ou un défaut de la structure. Une fois cette limite atteinte (qui peut se produire en plein vol), l'activation par effet Joule des fils peut être faite pour venir combattre la force extérieure ou supporter la structure pour prévenir un bris catastrophique. Puisque la déformation des composites avant la rupture est très faible, l'utilisation des AMF comme capteur résistif est tout indiquée. De plus, avec un facteur de jauge aussi élevé que 5, la précision du système est assurée. Enfin, le facteur de jauge devra être réévalué, mais cette fois-ci sur une plage de température d'utilisation typique que le composite hybride subira en service.

Mais encore, l'aspect important du potentiel d'activation et de suppression de défauts en utilisant les AMF n'a jusqu'à maintenant pas été vérifié. Voilà pourquoi cet aspect complexe est abordé dans le chapitre suivant.

CHAPITRE 3

ACTIONNEURS EN ALLIAGE TINI À MÉMOIRE DE FORME

Le principe de notre système intelligent consiste à identifier un défaut ou un problème à l'aide d'un capteur en AMF comme il a été décrit dans le chapitre précédent. Suite à cette détection, un système composé de fils AMF est actionné pour limiter ou arrêter les dommages. Une vérification ultérieure des problèmes ou des défauts assure l'intégrité de la structure composite tandis que l'activation mécanique des AMF permet d'en assurer sa sécurité. Ce chapitre met donc l'emphase sur l'activation mécanique des alliages à mémoire de forme destinés à être intégrés dans les composites.

3.1 Génération de contrainte par les fils AMF

Choix des fils AMF

Les AMF peuvent générer d'importantes contraintes au chauffage grâce à leur transformation de phase inverse. Beaucoup de facteurs influencent la génération de contrainte au chauffage. L'optimisation du traitement thermique, la composition chimique et le travail à froid de l'AMF en sont les principaux.

En plus de ces facteurs, la grosseur du fil est un des facteurs les plus déterminants dans le choix final du matériau. Le diamètre du fil ne doit pas être trop élevé pour ne pas créer de concentrateurs de contrainte lors de l'intégration dans des composites. Par contre, la force générée est proportionnelle à la section du fil. Un fil de NiTi de 0,4 mm de diamètre, fourni par la compagnie Special Metals (NY, USA) a finalement été retenu. À la suite d'un traitement thermique de 550 °C pendant une heure et suivi d'une trempe à l'eau froide, l'échantillon se trouve biphasé à température ambiante. Les températures de transformation sont obtenues après un balayage en température à l'aide d'un essai de DSC (figure 30). La méthodologie est identique à celle utilisée au chapitre 2 pour le test de DSC.

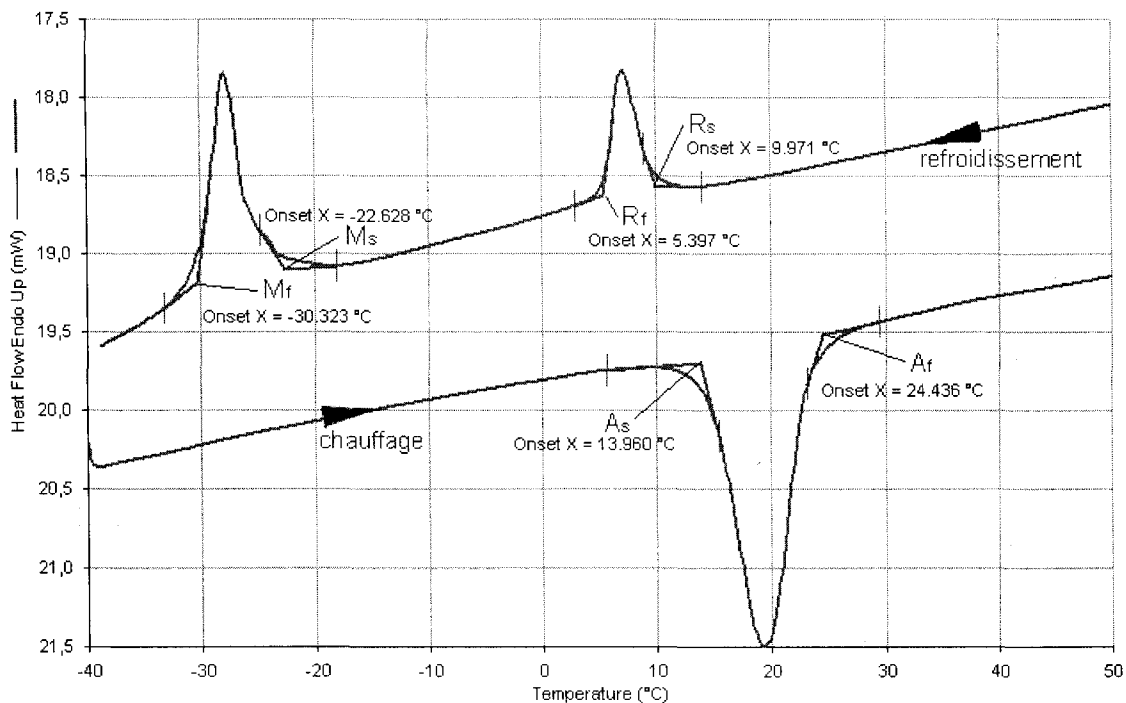


Figure 30 DSC du fil AMF de 0,4 mm de diamètre

Même avec la présence d'austénite à température ambiante et à contrainte nulle, ces fils génèrent de hautes contraintes une fois déformés, encastrés et chauffés. Une fois déformés en martensite orientée ou en phase R, les fils sont déchargés avant d'être intégrés dans les composites. Si la température A_r est en dessous de la température ambiante, toute la martensite orientée ou la phase R retournera en austénite lorsque la charge sera enlevée. Cet état de la structure ne permet aucune génération de contrainte. Par contre, l'échantillon utilisé a une température de fin de transformation austénitique assez élevée pour permettre la génération de contrainte.

3.2 Caractéristiques des tests de récupération de contrainte

Bien que le but recherché ne soit pas l'optimisation des conditions d'utilisation des fils AMF, quelques tests sont nécessaires pour fixer les limites de leur utilisation. L'information trouvée permettra de bien contrôler l'activation une fois les alliages intégrés dans le composite. Les tests de récupération de contrainte se font sur la machine de traction Enduratec avec le même montage que celui utilisé au chapitre 2, à

l'exception de l'ajout d'une enceinte thermique ou du branchement d'une source de puissance pour la génération de contrainte. La procédure générale consiste à préparer le fil avec le bon traitement thermique tel qu'indiqué à la section 3.1 et de l'installer entre les mors de l'appareil de traction. Une fois le programme exécuté, l'appareil impose une certaine déformation au fil. La charge est ensuite relâchée (ou non) avant l'élévation de température qui permet d'augmenter la contrainte dans le fil. Les étapes de ce test sont présentées à la figure 31.

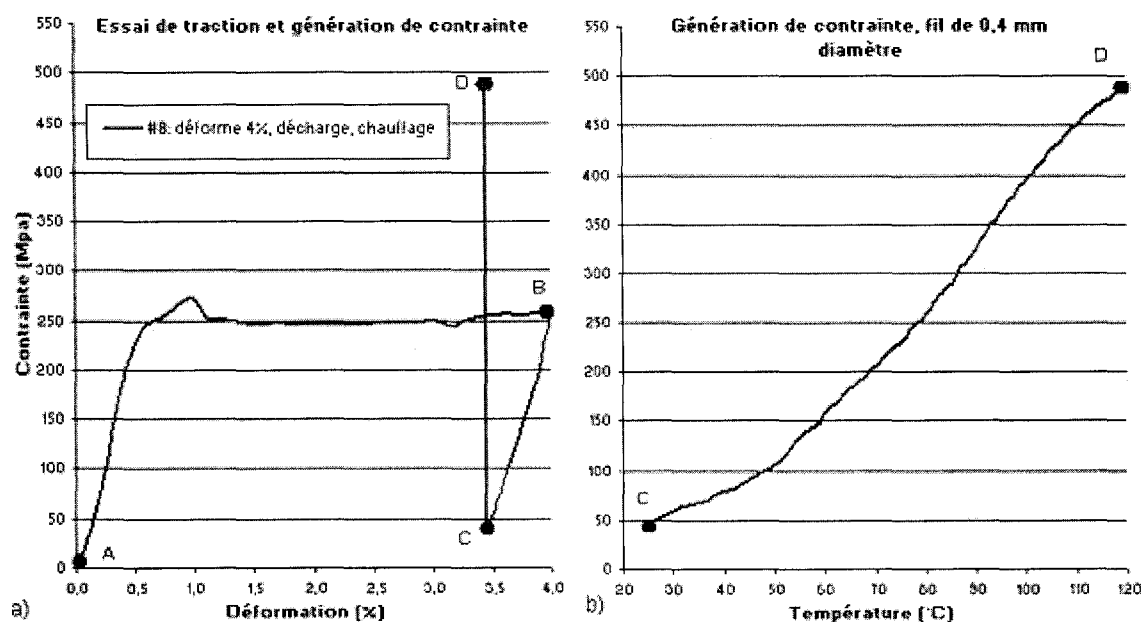


Figure 31 Génération de contrainte sur un fil d'AMF de 0,4 mm de diamètre a) échelle contrainte déformation b) échelle contrainte température

Sur la figure 31 a), la courbe située entre le point A et le point B représente une déformation en phase R ou en martensite orientée. Cela s'explique par le long plateau de transformation. Du point B au point C, le fil est déchargé. À cette étape-ci, l'échantillon serait prêt à être intégré dans le composite pour une activation ultérieure. On constate aussi qu'à la température ambiante il n'y a pas de superélasticité, mais bien un comportement de style "mémoire de forme" caractérisé par un retour pseudo élastique. Maintenant que tous les déplacements sont bloqués, l'augmentation de température est réalisée par une enceinte thermique. L'évolution de la contrainte en

fonction de la température est représentée sur la Figure 31 b). L'enceinte thermique permet un maximum de 120 °C. À cette température, l'échantillon a généré 490 MPa avec une très légère déformation plastique à la fin du cycle qui ne peut pas être observée sur ces courbes.

Influence de la déformation initiale

Brailovski et al. [15] affirme qu'une augmentation de la déformation initiale mène à une génération de contrainte plus élevée. Cet accroissement est relié au pourcentage de la martensite orientée, obtenu par déformation. Plus il est élevé, plus la contrainte générée sera importante. Une expérience est faite pour vérifier si une contrainte plus élevée à une température fixe peut être atteinte en variant la déformation initiale du fil. La température d'activation est fixée à 110 °C pour ne pas dégrader la résine du composite, mais aussi, pour limiter la puissance à injecter dans le système. La figure 32 présente la valeur de la contrainte générée à une température de 110 °C pour différentes déformations.

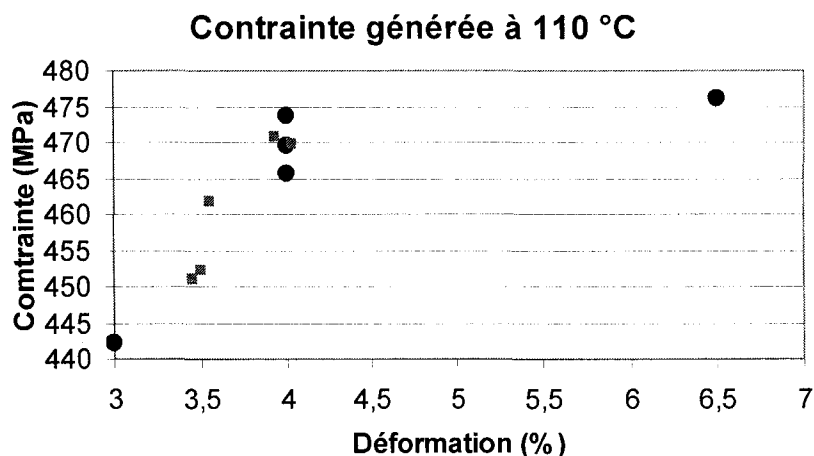


Figure 32 Génération de contrainte à 110 °C pour différentes déformations

Puisque dans cette expérience la température d'activation est fixe, l'augmentation de la contrainte générée en fonction de la déformation initiale est très faible. En théorie, les grands écarts de contrainte se remarquent à plus haute température. Cependant, avec l'alliage et le traitement thermique utilisé, l'augmentation de la température enclenche le mécanisme de déformation plastique standard qui fait intervenir les dislocations du

matériau. La limite d'écoulement du matériau devient le mécanisme prioritaire à la redistribution d'énergie. Le mécanisme de transformation de phase qui est à la base de la génération de contrainte n'a donc pas lieu si la température augmente. Avec un AMF optimisé, il est possible de générer une contrainte aussi élevée que 1000 MPa [18]. Par contre, il faut se rappeler qu'une activation trop puissante peut briser le composite et arracher les fils. Dans ce cas, la déformation à 4 % produisant environ 470 MPa à 110°C devient la valeur utilisée dans les tests subséquents. Une déformation de 4% permet à l'AMF de s'allonger sans se déformer plastiquement. De plus, comme montrée au chapitre 2, une déformation de 4 % correspond exactement à la moitié de la plage linéaire caractérisée par un facteur de jauge $G \approx 5$. Encore une fois, un travail important d'optimisation des conditions d'utilisation de l'alliage doit être fait pour arriver à la meilleure solution en fonction de l'application réelle du matériau.

Influence de l'encastrement

Le choix de la déformation initiale a été fixé à 4 % pour les raisons décrites dans le paragraphe précédent. Pour notre application, deux méthodes peuvent être sélectionnées. La première consiste à appliquer une déformation de $\varepsilon = 4 \%$, un déchargement d'environ $\varepsilon = 3,5 \%$ et ensuite un chauffage (figure 31). La deuxième méthode consiste à appliquer une déformation de $\varepsilon = 4 \%$ suivi d'un chauffage sans déchargement (figure 33).

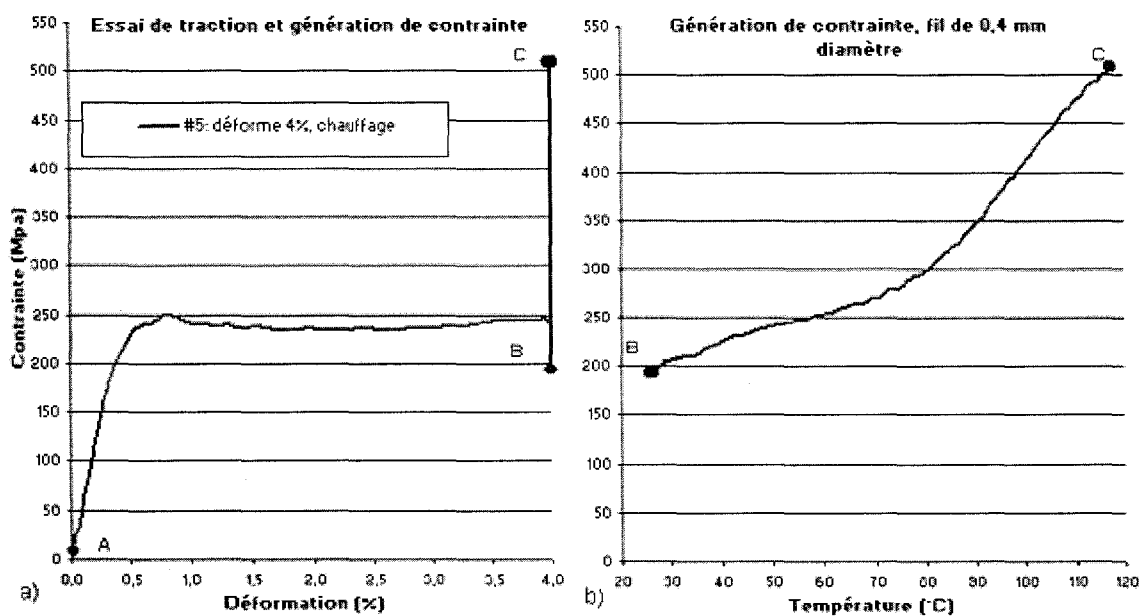


Figure 33 Génération de contrainte sans déchargement : a) échelle contrainte déformation, b) échelle contrainte température

À la figure 32, certains échantillons sont déformés $\varepsilon = 4\%$ puis chauffés (représentés par des points). Les autres sont déformés et déchargés à $\varepsilon = 4\%$ avant d'être chauffés (représentés par des carrés). Ce test ne montre aucune différence au niveau de la contrainte générée. Par contre, une contrainte de compression permanente peut être bénéfique dans notre système. Le plateau de chargement de la figure 33 a) montre que la contrainte de compression se trouve tout juste en dessous de 250 MPa. Dans le cas où les fils sont placés dans des zones fortement sollicitées ou proches des endroits où il y a des concentrations de contraintes, une force de compression permanente à ces endroits ne peut qu'être bénéfique. Donc, la solution qui intègre les fils précontraints dans la structure de composite est préférable. Dans les tests expérimentaux du chapitre 5 et la simulation du chapitre 6, la précontrainte (avant l'activation) est approximativement 100 MPa.

3.3 Contrôle de la température pour l'activation

À l'intérieur d'un four, la température d'un fil est facilement contrôlable. Par contre, cette température est plus difficile à connaître lorsque les fils sont chauffés par effet Joule. Si

un courant électrique (I) traverse un fil conducteur de résistance (R), une puissance (P) est alors créée en respectant l'équation suivante :

$$P = RI^2 \quad (3.1)$$

Les unités de la puissance sont des joules par seconde ou des Watts. La puissance se dissipe en chaleur. L'élévation de la température peut ensuite être mesurée à l'aide d'un thermocouple collé sur la surface du fil. Une pâte conductrice thermique est nécessaire pour favoriser l'échange de chaleur et isoler électriquement le thermocouple. Par contre, l'erreur de mesure de ce type de montage est très grande. La lecture se résume à une moyenne entre la température ambiante et celle du fil. Donc, plus la température du fil est élevée, plus l'erreur est grande.

Néanmoins, l'utilisation d'un thermocouple est envisagée pour mesurer la température des fils AMF de la structure de composite hybride. Ce problème de lecture se résout en utilisant un facteur de correction permettant de relier la température du thermocouple à la vraie température du fil. La méthode utilisée consiste à comparer le test d'activation par effet Joule au test d'activation réalisé à l'aide de l'enceinte thermique. La figure 34 présente le facteur reliant la température du thermocouple à la température du four en se basant sur la valeur de la contrainte.

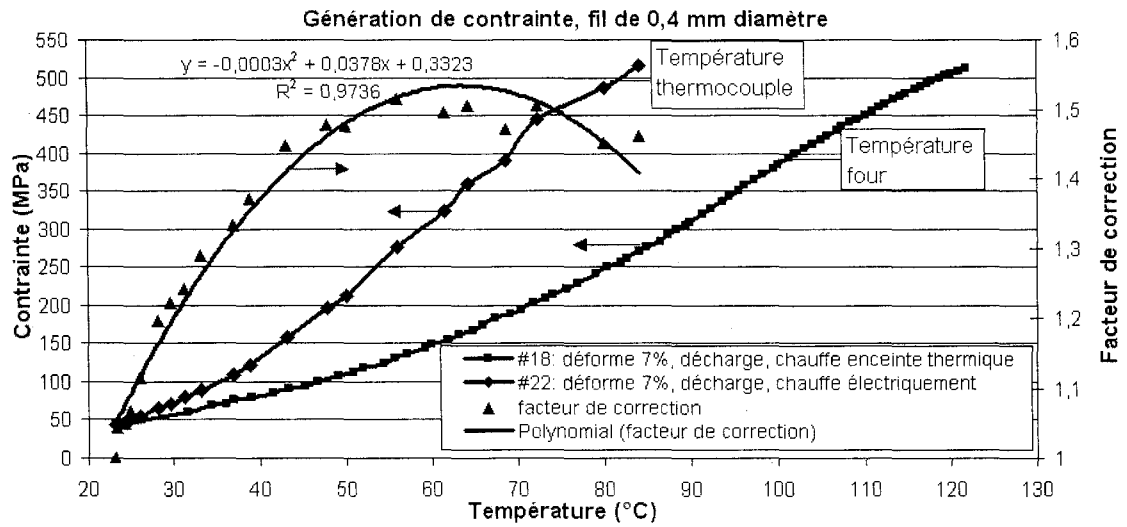


Figure 34 Relation entre la température du thermocouple et de l'enceinte thermique

Cette méthode suppose que la valeur de la contrainte générée par le fil est la même, peu importe la façon de chauffer l'échantillon (avec la même vitesse de chauffage). Cette hypothèse est validée en partie, puisque l'allure de la courbe #18 (lecture de température sur l'enceinte thermique) ressemble à celles de la courbe #22 (lecture de température à l'aide d'un thermocouple et chauffage par effet Joule).

Pour une valeur de contrainte, deux températures sont lues. Le facteur de correction se trouve en divisant la température du four par la température du thermocouple. Cette division est appliquée pour toutes les températures obtenues à l'aide du thermocouple. Ensuite, une courbe polynomiale du second degré donne une approximation de ce résultat. Finalement, la vraie température du fil est obtenue par l'équation suivante :

$$T_{fil} = -0,0003(T_{ic})^3 + 0,0378(T_{ic})^2 + 0,3323(T_{ic}) \quad (3.2)$$

Pour trouver la température du thermocouple en fonction de la température réelle du fil, la même procédure est utilisée, donnant l'équation suivante:

$$T_{ic} = 7 * 10^{-5}(T_{fil})^3 - 0,0124(T_{fil})^2 + 1,2059(T_{fil}) \quad (3.3)$$

Pour l'étude, la température est fixée à 110 °C pour générer environ 470 MPa. La lecture du thermocouple devra alors être d'environ 75 °C.

3.4 Puissance électrique nécessaire pour l'activation du système

Il existe un autre paramètre de conception très important à connaître. Il s'agit de la puissance nécessaire pour chauffer le ou les fils à 110 °C. Cette puissance dépend des propriétés thermiques, des propriétés physiques du matériau et des échanges de chaleur avec le milieu environnant. Le calcul théorique à l'aide des concepts de transfert de chaleur est facile à réaliser pour un fil dans les conditions de convection naturelle. Cependant, les choses se compliquent rapidement lorsqu'on vient insérer ces mêmes fils dans une structure de composite. La large surface et la bonne conductibilité thermique des fibres de carbone agissent comme échangeur de chaleur. Donc, la puissance nécessaire pour chauffer les fils devrait être plus importante. Par contre, la résine du composite est un bon isolant thermique. Le tableau VI présente la puissance nécessaire pour chauffer une longueur de fil en convection libre et la puissance nécessaire à chauffer un fil encastré dans le composite, tous deux en fonction de leur longueur. Les données expérimentales sont prises avec une source de puissance, un multimètre et un thermocouple.

Tableau VI

Puissance nécessaire à chauffer un fil à 110 °C

Puissance linéaire nécessaire à chauffer un fil jusqu'à 110 °C en fonction de sa longueur (l) pour un diamètre de 0,4 mm (W/mm)	
Convection libre	0,0103
Inséré dans le composite	0,0024

Les résultats montrent que le composite agit comme un isolant comparativement à la convection libre du fil. Pour une même longueur de fil, il faut environ quatre fois moins de puissance pour chauffer le fil intégré dans le composite. Il est à noter que la mesure

de puissance du fil intégré est prise parmi un groupe de fils. Ces données sont une approximation grossière puisque le coefficient de transfert de chaleur change rapidement en fonction de l'environnement. L'exemple suivant présente les calculs pour trouver le voltage et le courant nécessaire à injecter pour chauffer par effet Joule dans un échantillon de composite hybride. Les spécifications de la figure 35 sont les vraies valeurs des échantillons dont les explications relatives à la fabrication seront faites au prochain chapitre.

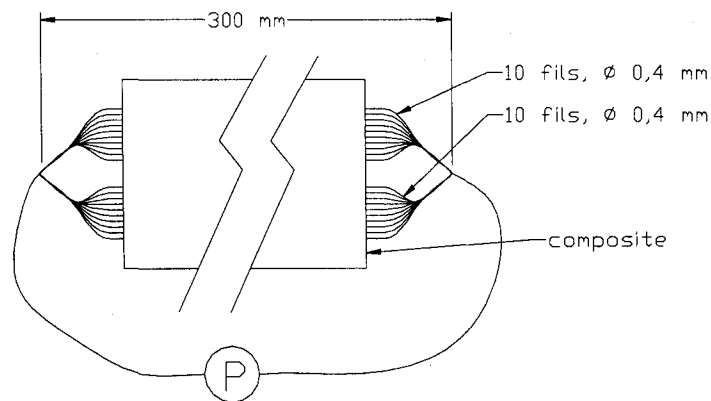


Figure 35 Montage électrique pour le chauffage par effet Joule

En utilisant le résultat du Tableau VI et les spécifications de l'éprouvette précédente, la puissance électrique est calculée comme suit :

$$P = 0,0024 (W / mm) * 300 (mm) * 20 (fils) = \underline{14,4 W} \quad (3.3)$$

Dans notre application, la résistivité électrique de l'AMF sous contrainte en phase austénitique est d'environ $140 * 10^{-5} \Omega \cdot mm$. La résistance du fil est donc :

$$R = \rho \frac{l}{s} = 140 * 10^{-5} * \frac{300}{\left(\frac{\pi * 0,4^2}{4} \right)} = 3,34 \Omega \quad (3.4)$$

La résistance équivalente du circuit parallèle est :

$$R_{eqv.} = \frac{1}{\left(20 * \frac{1}{3,34}\right)} = 0,167 \Omega \quad (3.5)$$

Nous trouvons ensuite le courant traversant le système en utilisant la formule (3.1) :

$$I = \sqrt{\frac{P}{R_{eqv.}}} = \sqrt{\frac{14.4}{0,167}} = \underline{9,3 A} \quad (3.6)$$

Finalement avec la loi d'Ohm on trouve le voltage du circuit :

$$V = R_{eqv.} * I = 0,167 * 9,3 = \underline{1,55 V} \quad (3.7)$$

Donc, les éprouvettes absorberont environ 14.4 watts, c'est-à-dire 1.55 volt et 9.3 ampères afin de générer une contrainte de compression de 470 MPa à une température de 110 °C. Avec les valeurs et les formules de base, une approximation rapide permet de trouver la puissance à injecter dans le système pour la génération de contrainte. Avec une configuration en parallèle (figure 35), l'augmentation du nombre de fils fait augmenter le courant du système, tandis que le voltage demeura dans un ordre de grandeur respectable. Pour un même type d'intégration avec un montage en série, l'effet contraire est observé : plus la longueur du fil est grande, plus le voltage sera élevé. Dans les deux cas, la puissance nécessaire pour faire chauffer les fils reste acceptable. Cependant, si le système complet devient plus gros, des difficultés techniques seront à envisager pour l'obtention de haut courant ou de haut voltage.

Enfin, beaucoup de travail d'optimisation sur les AMF sera nécessaire pour garantir le meilleur fonctionnement. Plusieurs aspects restent à être testés et validés pour une multitude de conditions d'utilisation.

CHAPITRE 4

COMPOSITES HYBRIDES

Le présent chapitre sert à démontrer le potentiel d'utilisation des AMF dans des composites pour augmenter la sécurité et contrôler la propagation des défauts. Ce travail est basé principalement sur la capacité d'activation des AMF (pour ralentir la propagation des défauts) et leur interaction avec les composites.

Il faut tout d'abord démontrer que l'insertion des AMF ne nuit pas à la performance de la structure composite. De plus, il faut démontrer le potentiel de limitation d'endommagement en réponse à l'activation d'une structure AMF intégrée dans le composite. Le moyen pour y parvenir consiste à pratiquer des tests de traction comparatifs pour qualifier et quantifier les avantages et inconvénients de ce nouveau matériau. De plus, l'émission acoustique est utilisée conjointement aux tests de traction pour apporter des précisions sur l'état d'endommagement des structures. Pour débiter, il faut caractériser les matériaux composites utilisés et finalement, tester et comparer les composites hybrides de carbone / époxy / AMF.

La fabrication des composites hybride est un défi en soi car elle demande beaucoup de minutie et d'équipement. Une rigueur de travail est nécessaire pour assurer de bonnes propriétés mécaniques aux composites. À travers cette section, l'emphase est mise sur les méthodes ainsi que sur les équipements utilisés afin de produire des composites hybrides.

4.1 Préparation des fils

Le traitement thermique à 550 °C pendant une heure produit une couche d'oxyde sur la surface du fil. En plus d'augmenter la résistance électrique du fil, faussant les lectures provenant de l'utilisation comme jauge de déformation, elle nuit à l'adhérence entre le fil et la matrice du composite. Une solution acide composée de [28;29] :

- 3% vol. d'acide fluorhydrique (HF),
- 15% vol. acide nitrique (HNO_3),
- 82% vol. d'eau distillée

permet d'enlever la majorité de l'oxyde des fils lors d'une immersion de trois minutes. Par la suite, un léger sablage permet de compléter la désoxydation et d'augmenter la rugosité du fil. Ces étapes peuvent déformer le fil ou engendrer une transformation de phase par chauffage lors de l'immersion dans l'acide ou le chauffage par friction lors du sablage. Pour revenir à la structure qui permet la génération de contrainte, il faut chauffer les fils au delà de la température de fin de transformation austénitique (> 25 °C) et les refroidir en dessous de la température de fin de transformation de phase R (< 5 °C). Maintenant, le fil est sans déformation et sa structure se trouve en état biphasé à température ambiante et à contrainte nulle. Fait de façon manuelle, une déformation à environ 4,5 % de la longueur initiale est requise pour obtenir 4% de déformation après le retour élastique. Par la suite, un gabarit est utilisé pour aligner, séparer et tendre les fils dans la même direction avant l'intégration dans le composite (figure 36).

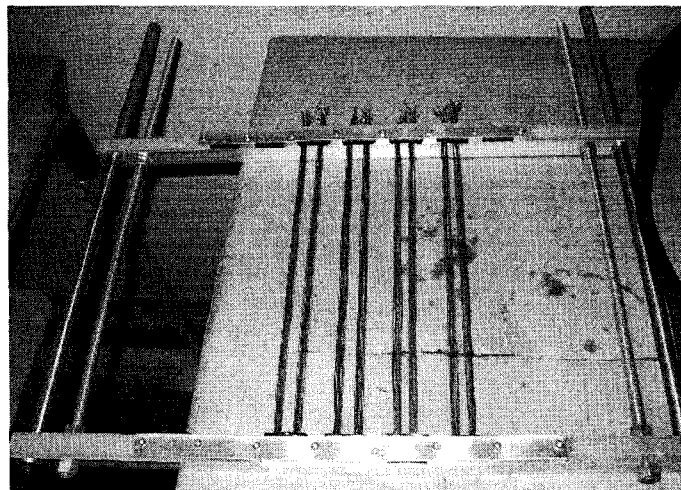


Figure 36 Gabarit pour retenir et aligner les fils

Chaque éprouvette de composite hybride est composée de vingt fils, séparés de façon égale. Une fois les fils tendus et bien disposés sur le gabarit, un dernier dégraissage à l'acétone complète la préparation des fils.

4.2 Préparation et fabrication du composite hybride

Dans la plupart du temps, l'adaptation du procédé de fabrication est faite en fonction du choix des matériaux, et ceux-ci sont choisis pour combler un besoin. Cependant, la facilité de fabrication peut être un facteur déterminant dans le choix d'un matériau. Justement, l'utilisation d'une résine et d'un durcisseur pour une cuisson à température ambiante a été préférée à l'utilisation des préimprégnés. Ces derniers nécessitent tous une cuisson à une température d'environ 180 °C pour les carbones époxy utilisés en aéronautique [43]. Une température élevée pendant plusieurs heures peut affecter négativement la performance de génération de contrainte de l'AMF (déformation plastique, fluage). Mais encore, il faut non seulement un gabarit permettant d'aligner les fils, mais aussi, il faut empêcher la contraction de ceux-ci pendant la cuisson du composite. La résine réticulant à température ambiante permet d'éviter ces nombreux problèmes. Elle est utilisée avec un tissu unidirectionnel de fibres de carbone, d'où l'empilement de plusieurs plis orientés différemment permet d'obtenir un stratifié. Le choix des angles d'orientation est déterminé par la norme ASTM D 5766 relatives aux tests de traction des composites comportant un trou pour concentrer la rupture au centre de la plaque. L'empilement angulaire est donc : $[45/90/-45/0]_{ns}$ où l'index (n) permet de répéter cette séquence symétrique et l'index (s) indique le nombre de fois désiré pour atteindre l'épaisseur voulue.

Avec l'épaisseur du tissu de carbone, 8 couches (n=2) sont nécessaires pour atteindre une épaisseur de deux à quatre millimètres. Le résultat donne un composite symétrique et balancé où les fils AMF se trouvent encastrés entre les couches à zéro degré. Pour améliorer la qualité du produit fini, une technique de fabrication d'ensachage sous vide est employée. En plus de réduire la présence de vide, cette méthode augmente le volume de fibre et uniformise la résine à travers l'échantillon. Pour faciliter et diminuer le temps de fabrication, une grande plaque est fabriquée et une fois coupée, elle produira plusieurs éprouvettes. Ne remplaçant pas les préimprégnés et la cuisson à l'autoclave en terme de qualité de produit fini, l'ensachage sous vide doit respecter un procédé de fabrication rigoureux, tel qu'expliqué dans l'énumération suivante, afin de garantir une qualité adéquate.

Matériel utilisé

- Tissu en fibre de carbone de 10 onces/verges carré (0.34 kg/m²), 4 plis à 45 °, 2 plis à 90 ° et 2 plis à 0 ° pour un total de 8 couches.
- Époxy, Mia-poxy 100
- Durcisseur, Hardener 95
- Plaque de mélamine servant de base de travail
- Plastique démoulant
- Plastique respirant
- Plaque, servant de poids
- Tissu absorbant
- Plastique étanche
- Adhésif
- Pompe sous vide avec connexions
- Rouleau de débullage
- Balance
- Fils d'AMF dans le gabarit (figure 36).

Procédure de mise en forme

Une fois que tous les matériaux sont coupés, les étapes suivantes doivent être respectées dans l'ordre et dans le temps :

1. Nettoyer la plaque de mélamine à l'acétone
2. Mettre l'adhésif (collant des deux côtés) tout le tour de la plaque, ne pas enlever le papier de la partie supérieur tout de suite.
3. À l'aide de la balance, mélanger la résine avec le durcisseur selon le ratio par poids suivant : 100 résine pour 24 durcisseur
4. À partir de cette étape-ci, un maximum de 38 minutes est permis pour se rendre jusqu'à l'étape # 20
5. Étendre un film de résine sur la plaque de mélamine
6. Mettre le tissu à 45 ° sur la résine et rajouter de la résine

7. Passer le rouleau sur le tissu pour bien étendre la résine et imbiber toute la fibre, tel que montré à la figure 37

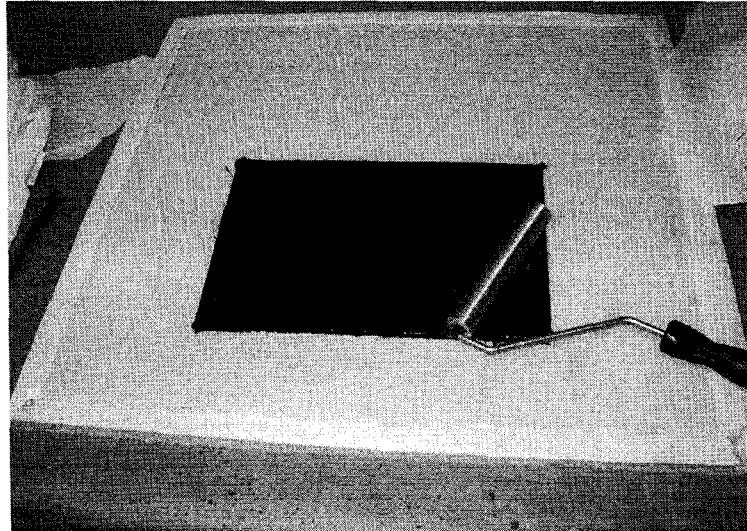


Figure 37 Préparation manuelle d'une plaque de composite

8. Mettre l'autre tissu de carbone à 90 °, et entre la résine et passer le rouleau
9. Répéter l'étape # 8 avec le tissu à -45 et 0 °
10. Mettre les fils d'AMF dans la direction à 0 °
11. Répéter l'étape # 8 avec le tissu à 0,-45,90 et le 45 °
12. Déposer tissu démoulant sur le stratifié
13. Déposer le plastique respirant
14. Mettre le coton absorbant
15. Déposer le poids
16. Mettre le coton absorbant
17. Placer la partie inférieure du raccord permettant de faire le vide
18. Sceller la plaque de mélamine avec le plastique étanche à l'aide de l'adhésif entourant la plaque. La figure 38 résume l'empilement des différents matériaux utilisés.

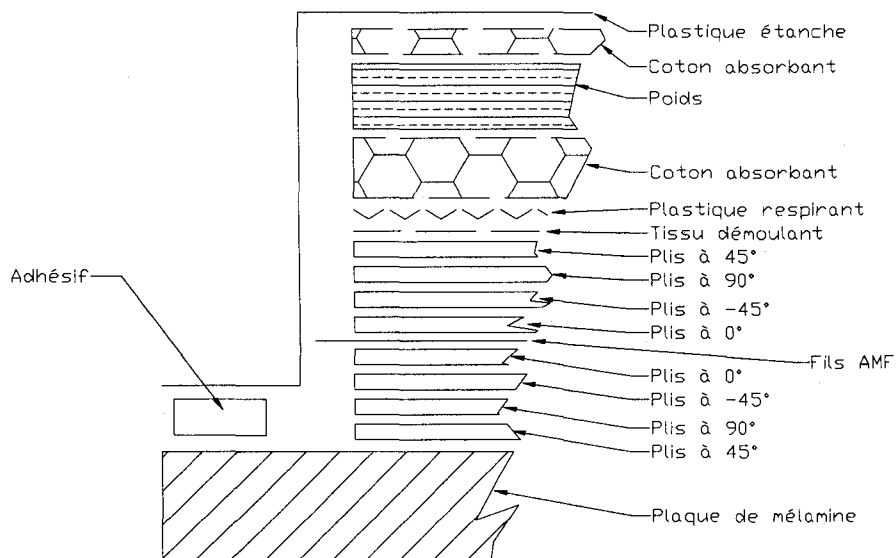


Figure 38 Ensachage sous vide

19. Percer le sac à l'endroit du raccord et connecter le boyau de la pompe à vide
20. Démarrer la pompe pour créer un vide pendant 24 heures (figure 39)

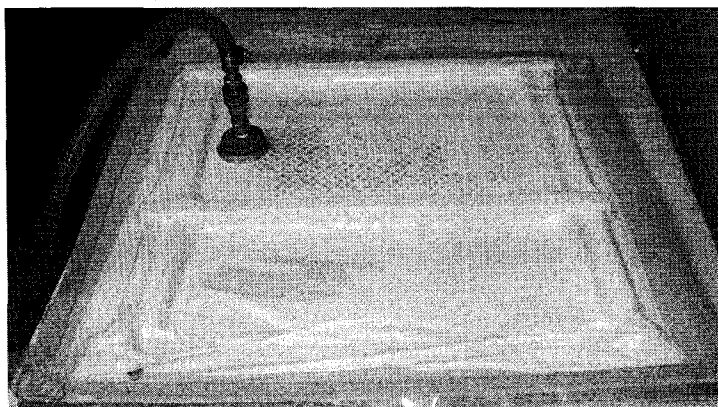


Figure 39 Vide créé sur une plaque de composite

21. Démouler la pièce
22. Laisser reposer pendant sept jours pour compléter la réticulation.

Le résultat est une plaque de composite hybride présentée à la figure 40.

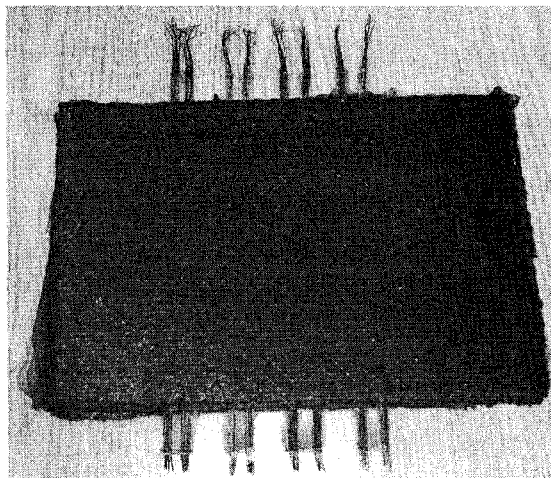
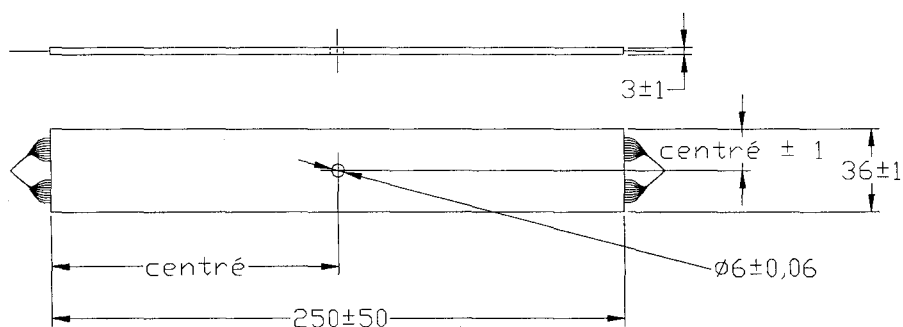


Figure 40 Plaque de composite hybride

La plaque est ensuite découpée et percée selon les spécifications de la norme ASTM D5766 (figure 41).



Dimensions en mm

Figure 41 Dimensions de l'éprouvette de composite

Certaines dimensions ont une grande tolérance de fabrication. Par contre, l'éprouvette doit respecter des critères géométriques supplémentaires. Le ratio largeur / diamètre du trou doit être maintenu à six et le ratio diamètre du trou / épaisseur doit être maintenu entre 1,5 et 3 (ASTM D5766). Pour diminuer la formation de fissure de délaminage, la plaque est coupée sur un banc de scie avec une lame à poussière de diamant. Un alignement précis de la coupe doit être fait pour centrer les vingt fils d'AMF. Le trou est

ensuite percé avec un forêt en acier rapide. Le perçage du composite doit être fait entre deux plaques pour éviter l'effilochage de fibres causé par l'effet de vis du forêt. Les arrêtes du trou doit être tranchante et non ébavurées. La surface du trou doit être sans fissure de délamination. Le résultat final est présenté à la figure 42.



Figure 42 Éprouvette de composite hybride

Vérification de la teneur en fibre de carbone

Un bon moyen de valider le procédé de fabrication consiste à faire une pyrolyse pour déterminer la teneur en fibre de l'échantillon. Cette technique est facile et rapide à utiliser. Il suffit de placer un échantillon de composite dans le four à 550 °C pendant une trentaine de minutes pour faire brûler la résine. Une fois que la résine est partie en fumée, il ne reste plus que les fibres de carbone. Le poids des éléments distinctifs est obtenu premièrement en mesurant le poids du composite (W_c) et ensuite celui des fibres (W_f). Le poids de la matrice (W_m) se calcule en soustrayant le poids du composite par le poids de la fibre récupéré après la pyrolyse.

$$W_m = W_c - W_f \quad (3.8)$$

En faisant l'hypothèse que la présence de vide est négligeable, la teneur en volume (v_f) s'obtient en utilisant la formule suivante :

$$v_f = \frac{\rho_m W_f}{(\rho_m W_f + \rho_f W_m)} \quad (3.9)$$

En connaissant la masse volumique des différents constituants :

$$\rho_m = 1218 \frac{kg}{m^3} \quad \text{et} \quad \rho_f = 1758 \frac{kg}{m^3}$$

la teneur en volume de fibre de l'échantillon représente 60 %. Selon la littérature [44], ce résultat prouve que notre fabrication avec ensachage sous vide est faite de façon adéquate.

Analyse de la fraction volumique d'AMF dans l'échantillon

Cette donnée permet de quantifier la quantité de matériaux actifs utilisés en fonction de la grosseur du composite. Un ratio d'aire permet de trouver rapidement la teneur volumique d'AMF (v_{AMF}) dans le composite.

$$v_{AMF} = \frac{S_{AMF}}{(S_{\text{échantillon}} - S_{AMF})} \quad (3.10)$$

La section des vingt fils (S_{AMF}) divisée par la section du composite sans les fils ($S_{\text{échantillon}} - S_{AMF}$) permet d'obtenir la fraction volumique d'AMF. Avec la configuration présente, la teneur volumique de fils AMF est d'environ 2,8 %.

4.3 Analyse des dommages par émission acoustique

Principe

Le principe d'écoute par émission acoustique repose sur le fait que chaque mécanisme d'endommagement d'un matériau peut être identifié grâce à sa signature acoustique. Les émissions acoustiques dans les composites sont produites par les mécanismes de ruptures comme : la fissuration de la matrice, le décollement des interfaces et les ruptures de fibres. Les émissions sont des vagues de contraintes produites par un relâchement d'énergie suite à l'initiation ou à la progression du mécanisme de rupture. Ces perturbations sont enregistrées à l'aide d'un capteur piézoélectrique qui convertit les vagues de contraintes relâchées par le matériau en un signal électrique. Bien qu'elles ne permettent pas de localiser l'endroit du défaut, cette méthode de détection semble particulièrement adaptée à notre problématique.

Équipement acoustique utilisé

Les essais sont effectués à l'aide d'un système complet d'analyse et d'acquisition d'émission acoustique "DISP", de marque "Physical Acoustic Corporation". Pendant

les phases de test, les signaux sont enregistrés par un capteur piézoélectrique fixé sur l'échantillon au moyen de ruban adhésif. La gamme de fréquences enregistrée par ce capteur est de 50 kHz à 200 kHz. Les signaux ont été amplifiés avec un gain total de 60 dB. Le seuil de détection du système d'émission acoustique a été fixé à 45 dB (tous évènements d'amplitude inférieure à 45 dB n'ont pas été enregistrés). Ce seuil permet de filtrer les bruits extérieurs lors des essais (bruits de la machine de traction par exemple).

Terminologie utilisée

On parvient à interpréter les résultats des mesures acoustiques en analysant quatre paramètres importants du signal acoustique : l'amplitude des évènements, l'énergie, le nombre d'évènements ou le nombre de "counts" et la durée de l'évènement. La figure 43 montre un signal acoustique typique avec sa terminologie associée.

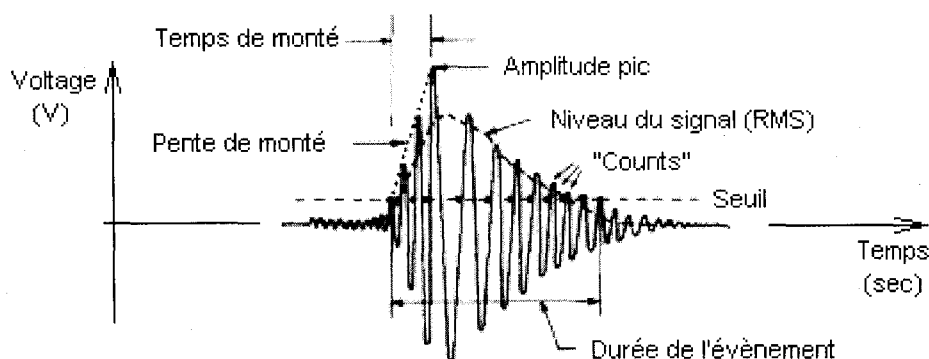


Figure 43 Terminologie du signal acoustique

- Amplitude :

Un son peut être caractérisé par son intensité, qualité qui fait distinguer un son fort d'un son faible. L'intensité, exprimée en décibel (dB), est liée à l'amplitude des vibrations sonores. Cette caractéristique renseigne directement sur la nature de l'évènement qui a généré le signal sonore (type du mécanisme d'endommagement). Les faibles amplitudes correspondent aux fissurations de la matrice (45-60 dB), les amplitudes moyennes, aux mécanismes de délaminage (60-85 dB), et les fortes amplitudes, aux ruptures de fibres (85-100 dB) [45].

- Nombre d'évènements ou "counts" :

Les "counts" sont le nombre de fois que le voltage de sortie du capteur croise le seuil fixé par l'utilisateur. Cette donnée est la plus utilisée pour l'analyse des composites. Le paragraphe sur l'application de l'émission acoustique décrira la façon d'interpréter les "counts" produits par le composite. Les évènements sont caractérisés par une onde comportant plusieurs "counts", la figure 43 représente un évènement. Elles peuvent étre cumulés pour suivre l'évolution d'une pièce sollicitée en fatigue pour identifier la rupture d'un pli ou l'avancée rapide d'une fissure qui génère un grand nombre de signaux acoustiques dans un court laps de temps. Ces informations donnent des indications sur les changements se produisant à l'intérieur du matériau.

- Énergie :

L'énergie (marse) d'un évènement correspond à l'aire mesurée sous l'enveloppe du signal. L'énergie est une fonction de l'amplitude de voltage et de la durée d'un évènement. Au même titre que le nombre d'évènements, l'énergie nous renseigne sur la santé de la pièce lorsqu'elle est mise en rapport avec l'allongement ou le niveau de charge agissant sur cette dernière. Il est possible de relier l'énergie libérée lors d'un essai de traction avec la rigidité de la pièce testée. Plus la pièce est rigide, plus l'énergie libérée par les évènements (dommages) est grande.

Application

Avec des tests destructifs, comme un test de traction, plusieurs propriétés du matériau découlent de la courbe contrainte - déformation, notamment : le module d'élasticité, la limite d'écoulement et la limite ultime en tension. Cependant, une courbe contrainte - déformation obtenue avec un composite, donne une estimation du module d'élasticité tandis que la limite d'écoulement ne peut pas être définie. La courbe contrainte en fonction de la déformation ne peut pas donner d'indication sur les dommages permanents des composites. La seule valeur incontestable se trouve à être la contrainte ultime.

Par contre, le point d'inflexion de la courbe d'émission acoustique en fonction de la charge semble être une bonne indication de la limite d'utilisation du composite. La figure 44 nous montre cette technique.

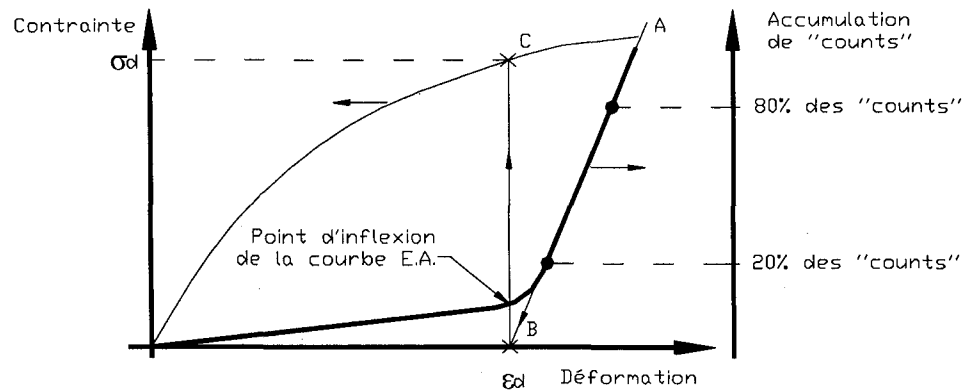


Figure 44 Point d'inflexion de la courbe d'émission acoustique

Selon Mitchell [46], cette méthode définit un point clair qui est équivalent à la limite d'écoulement des métaux. De plus, ce point d'inflexion est déterminé à partir de la mesure de l'énergie émise de l'intérieur du matériau plutôt que la mesure externe de la charge et du déplacement. Ce dernier correspond au début des dommages irréversibles. L'interprétation de la valeur numérique du point d'inflexion en terme de contrainte ou déformation s'obtient de façon graphique. Une ligne (A B, figure 44) est tracée entre le point à 80 % et 20 % de la courbe d'accumulation de "counts" en fonction de la déformation. L'intersection de cette ligne avec l'axe des x se trouve à être le point d'inflexion en déformation (B)(déformation de détérioration, ϵ_d). De ce point, une ligne verticale (B C) est tracée jusqu'à l'intersection de la courbe contrainte déformation. Ce point de jonction se trouve à être le point d'inflexion analogue à la limite d'écoulement pour un métal. Cette position se nomme la contrainte de détérioration (σ_d). Cette technique constitue donc, l'outil d'analyse de nos différents échantillons de composite hybride.

La position du point d'inflexion (R) par rapport à la contrainte ultime est une caractéristique propre au matériau. Un paramètre R (en %) s'obtient en divisant la contrainte de détérioration par la contrainte ultime. Ce paramètre est une

caractéristique propre du matériau. Pour un composite en fibre de verre / polyester, R se trouve à 40 % de la contrainte ultime, tandis qu'un composite de carbone / époxy R correspond à environ 70 %. Cette valeur reste inchangée pour les échantillons avec le même empilement, les mêmes matériaux et les mêmes conditions de chargement. Cette limite d'utilisation en fonction de la contrainte ultime demeure encore la même pour un composite dégradé en service. La contrainte ultime diminue en fonction des défauts présents, mais le paramètre R demeure inchangé. Cette technique est donc très performante pour tester et comparer des structures en composite.

4.4 Essais de traction combinés avec l'analyse acoustique

Methodologie

La réalisation des essais de traction s'effectue en 4 étapes:

1. Essai de calibration et rodage des systèmes:
Réalisé avec un échantillon sans AMF ni concentrateur de contrainte, le test est fait sur une machine de traction et avec l'écoute par émission acoustique.
2. Essai avec une plaque de composite muni d'un concentrateur de contrainte:
La norme ASTM D5766 propose de faire un trou au milieu de l'échantillon de composite pour concentrer la rupture au centre de la plaque. Les résultats de cette expérimentation servent de comparaison aux prochains essais.
3. Essai avec concentrateur de contrainte et fils métalliques:
Réalisé avec un échantillon muni d'un concentrateur de contrainte et des fils intégrés dans le plan milieu du composite, ce test sert à vérifier si l'ajout de fils métalliques proche d'un concentrateur de contrainte nuit à la performance générale du composite.
4. Essai avec concentrateur et fils d'AMF chauffés:
Réalisé avec un échantillon muni d'un concentrateur de contrainte et des fils AMF activés par résistance électrique, ce test sert à évaluer le gain de la contrainte et la déformation de détérioration en activant les fils AMF. Une

augmentation de ces valeurs indiquerait que le mécanisme peut arrêter la propagation des défauts.

Appareil de traction utilisé

La machine de traction utilisée est une *MTS 810* (Eden Prairie, MN, É.U.), pouvant générer 100 KN. Le contrôle s'effectue en déplacement et la valeur de la charge est mesurée par une cellule de charge. La fréquence d'échantillonnage est fixée à 2 Hz. La vitesse de déplacement, contrôlée hydrauliquement, est fixée à 1 mm/min. Mis à part l'intégration des AMF dans la structure, les tests reposent sur la norme ASTM D5766 décrivant le test de résistance en traction d'un laminé de composite à matrice de polymère.

Traction d'une plaque en composite sans concentrateur de contrainte et sans AMF

La résistance d'un composite est affectée par ses défauts. Même si l'échantillon n'a pas de trou au centre, de nombreux concentrateurs de contrainte existent. Le premier endroit se trouve sur les surfaces libres obtenues par découpage. La coupe affecte cette zone, qui est déjà normalement très sollicitée en cisaillement interlaminaire lors d'une traction due à l'anisotropie du matériau [3]. À très faible chargement, l'initiation de microfissures est remarquée. Deuxièmement, l'action de serrer l'échantillon dans les mors produit un changement de section et une forte contrainte de compression causant inévitablement la rupture aux mors. Donc, le but de ce premier essai de rodage consiste à vérifier le module d'élasticité et déterminer la contrainte et la déformation de détérioration par la technique de l'émission acoustique. La figure 45 montre la courbe de traction avec le résultat d'écoute par émission acoustique de l'échantillon A. Tandis que le tableau VII résume les valeurs importantes de cet essai sur la plaque sans concentrateur de contrainte ni AMF.

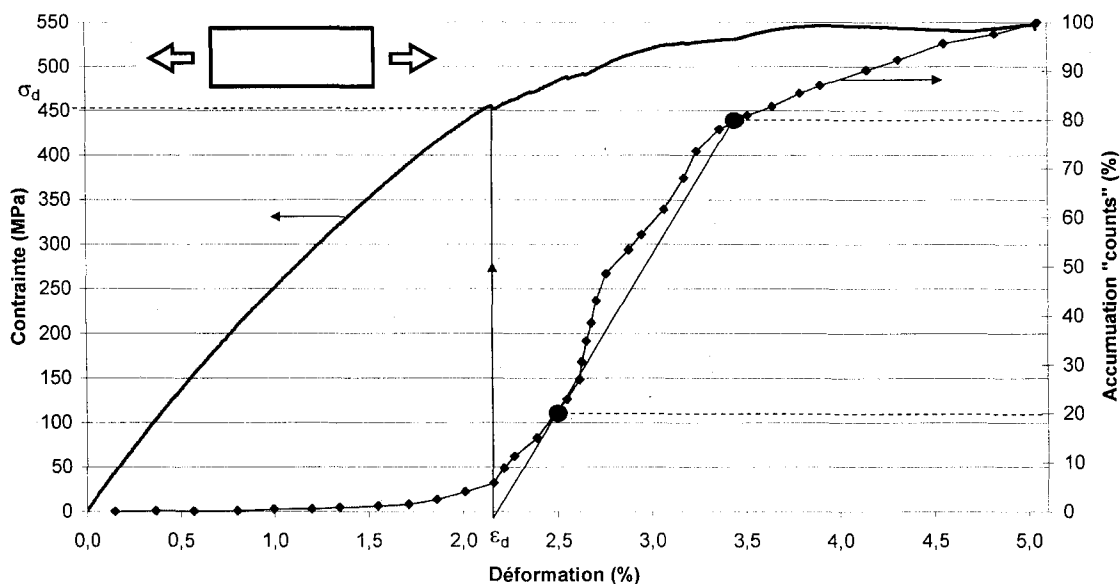


Figure 45 Résultat d'un essai de traction et émission acoustique sur une plaque composite

Tableau VII

Propriétés mécaniques d'une plaque de composite

échantillon	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
A	Sans cc, ni AMF	450	2,1	548	82,1

Bien que les matériaux composites soient des matériaux fragiles, la courbe contrainte - déformation montre une zone qui ressemble à un seuil de déformation plastique. Cette particularité est le résultat d'un matériau multicouche orthotrope se brisant d'une couche à l'autre, en suivant la propagation d'une fissure principale. Dans d'autres cas, lorsque le matériau est plus homogène, la rupture se produit en escalier. Le pli le plus faible brise en premier, transmettant la charge au second et ainsi de suite.

Les amplitudes ou les énergies provenant de la signature acoustique sont difficiles à analyser pour un composite multicouche. Les différents modes de ruptures se

produisent de façon aléatoire sur chacun des plis. Par contre, l'initiation des dommages est bien définie par la fissuration de la matrice et par la suite, le signal devient vite saturé d'informations. Donc, pour les tests comparatifs, la contrainte et la déformation de détérioration ainsi que la position du point d'inflexion seront les seules informations utiles provenant de l'émission acoustique. La contrainte ultime ne représente pas la vraie contrainte maximale de ce type de matériau puisque la rupture est produite aux mors de la machine. Pour déterminer la contrainte ultime, il faut utiliser des talons pour éviter la concentration de contrainte causée par les mors de la machine. Par contre, la position du point d'inflexion R, exprimé en pourcentage de la contrainte ultime, devrait rester au même endroit, même pour un échantillon endommagé. Le prochain test fera cette preuve.

Traction sur une plaque avec concentrateur de contrainte et sans AMF

La façon de provoquer la rupture du composite au milieu de l'échantillon consiste à faire un trou au milieu de celui-ci. Un composite est un matériau fragile, ou il n'y a pas de phénomène de striction et très peu de déformation plastique. Le trou va engendrer une concentration de contrainte qui diminuera la résistance mécanique de l'éprouvette et localiser la zone d'endommagement. Tous les composites présentent un comportement élastique linéaire avant la rupture, c'est-à-dire sans déformation plastique. Ils sont alors très sensibles aux entailles ou aux défauts. Le trou au milieu de la plaque permet de concentrer les contraintes sur une seule région de la plaque. La figure 46 nous montre l'essai de traction représentatif de la plaque avec un concentrateur de contrainte en forme de trou de 6 mm de diamètre.

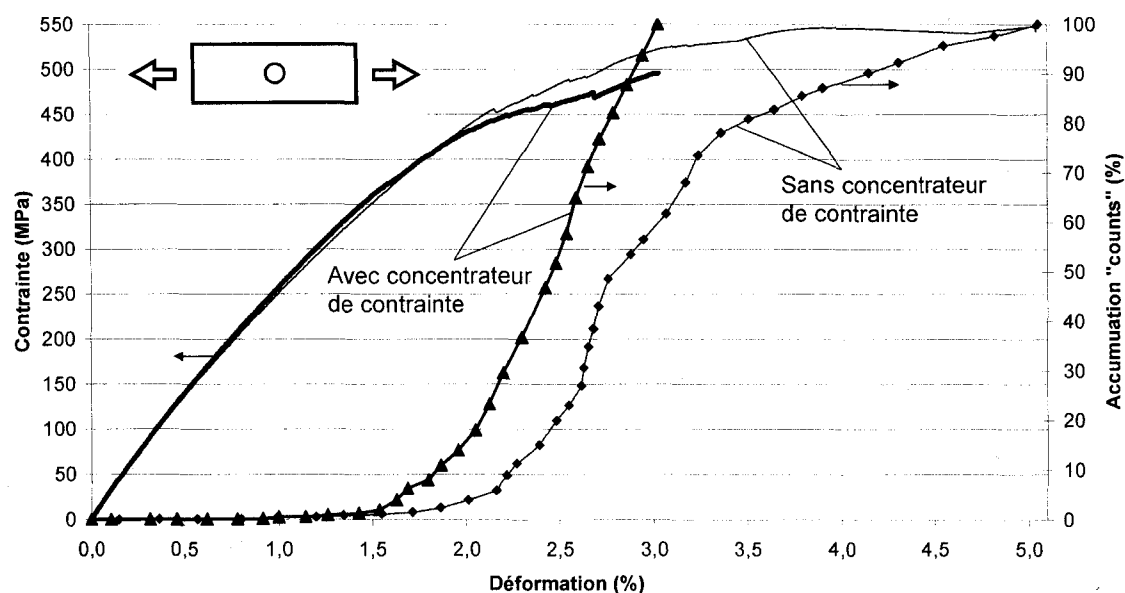


Figure 46 Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec et sans concentrateur de contrainte

Selon la norme ASTM, la contrainte est calculée à partir de l'aire complète de l'échantillon, sans considérer le trou. Pour obtenir des résultats comparables à d'autres tests de ce genre, il faut respecter les dimensions géométriques proposées par la norme. Pour donner un ordre de grandeur, en considérant la diminution de l'aire causée par la présence du trou, les valeurs de la contrainte augmentent d'un facteur de 1,2. Avec cette correction, le niveau de contrainte développée avant la rupture entre ces deux échantillons est similaire. Par contre, le comportement est différent au niveau de la déformation. Le trou concentre la contrainte et la déformation dans la section centrale, tandis que l'échantillon non troué comporte deux zones fortement sollicitées, c'est-à-dire près des mors du haut et du bas. Cette différence se voit dans la déformation à la rupture qui atteint presque le double pour un échantillon sans concentrateur de contrainte. Point de vue sonore, la rupture est beaucoup plus nette et régulière sur l'échantillon avec une concentration de contrainte. Le tableau VIII résume les valeurs numériques des deux tests.

Tableau VIII

Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans trou

échantillon	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
A	Sans cc, ni AMF	450	2,1	548	82,1
B	Avec cc, sans AMF	412,3	1,86	495	83,3
différence (%)		-8,4	-11,4	-9,7	1,4

Le module d'élasticité reste inchangé et la position du point d'inflexion de la courbe d'émission acoustique est semblable. Ce sont les résultats identiques que les échantillons de même fabrication et composition doivent avoir.

Contrairement aux matériaux métalliques, l'effet de l'entaille sur la résistance varie selon la grosseur de cette entaille et pratiquement indépendamment de sa géométrie. Pour un trou de gros diamètre (largeur/diamètre ≤ 6) sous chargement axial, la valeur du concentrateur de contrainte approche le facteur théorique des plaques larges par la relation suivante [47]:

$$K_t = 1 + \left\{ 2 \left[\left(\frac{E_x}{E_y} \right)^{\frac{1}{2}} - \nu_{xy} \right] + \frac{E_x}{G_{xy}} \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (3.11)$$

De plus, il a été démontré que l'équation précédente se réduisait à la valeur bien connue $K_t = 3$ pour un laminé quasi isotropique. Donc, le facteur de concentration de contrainte de nos échantillons est égal à 3. Par contre, au fur et à mesure qu'il y a ruptures des plis du laminé, l'échantillon perd ses propriétés de quasi-isotropie. Alors, le facteur de concentration de contrainte augmente légèrement. Il est alors facile de supposer qu'une éprouvette parfaite peut résister à 3 fois plus de charge qu'une éprouvette trouée. En réalité, les effets de bords jumelés aux défauts présents réduisent de beaucoup l'influence du concentrateur de contrainte sur la rupture. La majorité des délaminations partent des surfaces libres, puisqu'il y a de grandes contraintes de cisaillement interlaminaire. Donc, un échantillon sans concentrateur de

contrainte serait plus de un et moins de trois fois supérieures aux valeurs de l'éprouvette avec concentrateur de contrainte.

Étant donné que notre étude est comparative, la vraie valeur de la contrainte ultime n'est pas importante. Il faut un test qui soit répétitif et stable. Avec le trou au milieu, les échantillons brisent tous au même endroit et la façon de retenir les éprouvettes n'influence pas les résultats. À présent, tous les autres tests seront faits avec un concentrateur de contrainte. La modification des matériaux composites avec l'intégration des AMF pourra alors être comparée.

Traction sur une plaque avec concentrateur de contrainte et fils métalliques

Le procédé de fabrication, les impuretés ainsi que les changements de section influencent directement les performances des composites. Ici, les fils encastrés de 0,4 mm de diamètre sont beaucoup plus gros que les fibres de carbone qui mesurent seulement quelques microns. Cette grande différence cause des zones riches en résine et du même coup génère des concentrateurs de contraintes dans leur proximité. Pour le test de traction sans activation des AMF, un remplacement a été fait pour des raisons économiques. Occupant le même volume et ayant une rigidité semblable sur le plateau de chargement de l'AMF, un alliage de cuivre simulera la présence et l'influence des AMF. La figure 47 représente le résultat du test avec et sans fil.

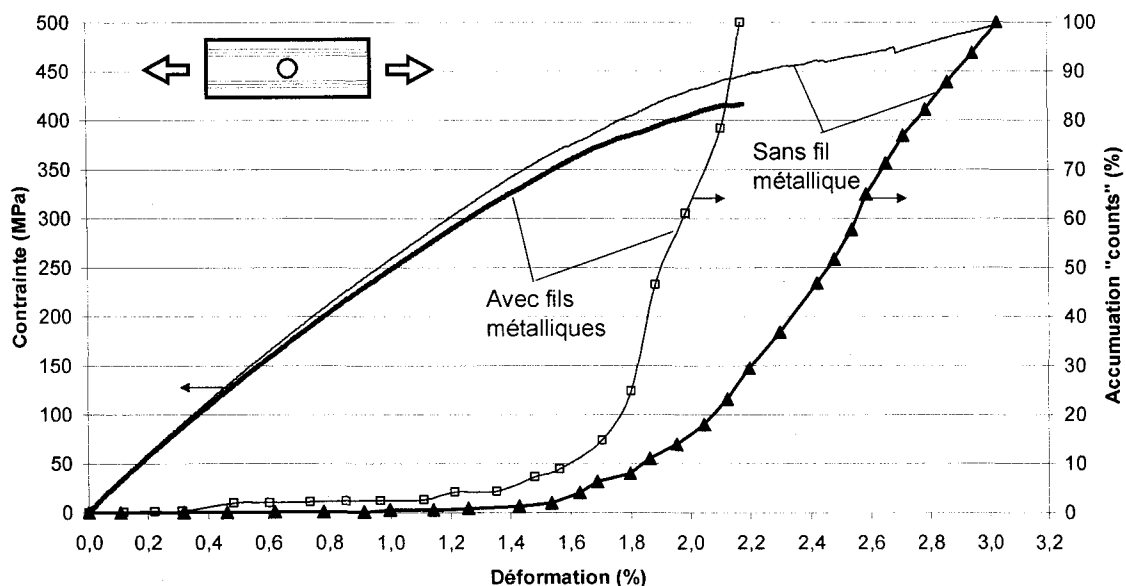


Figure 47 Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec concentrateur de contrainte sans et avec les fils simulant les AMF

Les fils affectent la structure sur la contrainte ultime, la rigidité et la déformation avant la rupture. Le tableau IX donne les valeurs numériques de cette comparaison.

Tableau IX

Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans fil

échantillon	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
B	Avec cc, sans fil métallique	412,3	1,86	495	83,3
C	Avec cc, avec fils métalliques	369,6	1,67	416	88,8
différence (%)		-10,4	-10,2	-16,0	6,7

L'intégration de ce renfort nuit légèrement au comportement global du composite. Du point de vue acoustique, ce matériau est différent. La position du point d'inflexion R se trouve à être beaucoup plus proche de la contrainte ultime pour le composite avec renfort métallique. Une solution afin de réduire au maximum les effets négatifs d'un corps étranger dans le composite, serait de réduire considérablement le diamètre des

fils. Ce changement améliorerait du même coup la performance de jauge résistive de l'AMF.

Traction sur une plaque avec fils AMF activés

Dans cet essai, le composite hybride est activé avant d'appliquer une charge sur celui-ci. Cette expérimentation devrait démontrer le potentiel d'activation des AMF en un seul test. Les résultats sont ensuite comparés à l'éprouvette avec fils non activés (figure 48). Les fils sont chauffés jusqu'à 110 °C. Le tableau X présente les valeurs numériques de cet essai.

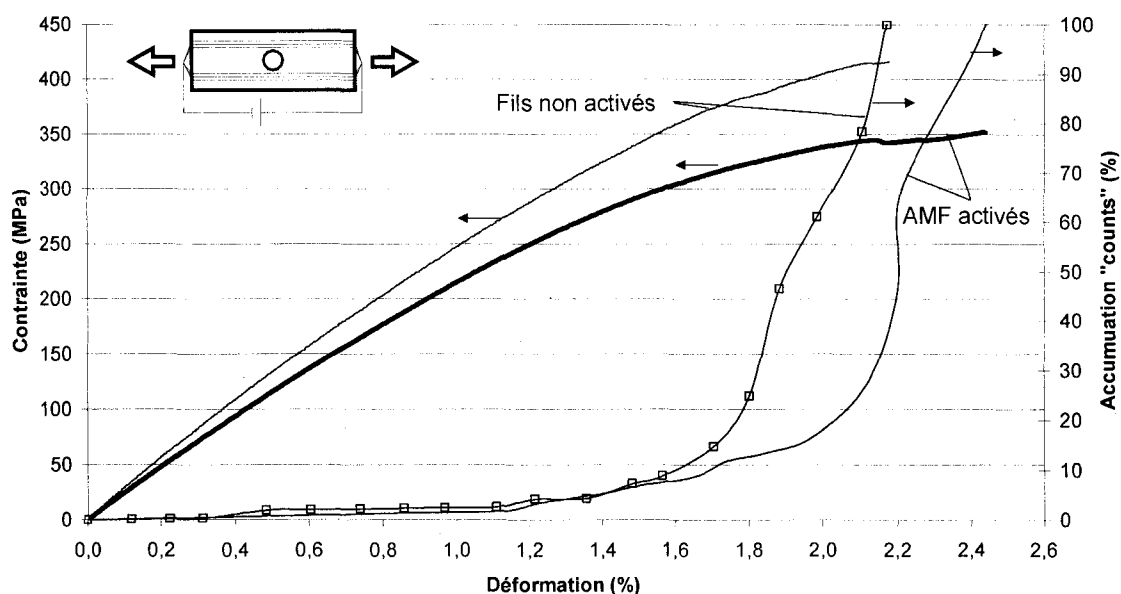


Figure 48 Test de traction et émission acoustique sur une plaque avec fils activés et non activés

Tableau X

Propriétés mécaniques des différentes plaques de composite avec et sans activations

échantillon	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
C	Avec cc, avec fils métalliques	369,6	1,67	416	88,8
D	Avec cc, avec AMF activé	335,1	1,95	351,4	95,4
	différence (%)	-9,3	16,8	-15,5	7,3

L'émission acoustique indique encore une fois la modification de la structure avec une augmentation de la position du point d'inflexion R lorsque l'échantillon est chauffé. De plus, un retardement de la déformation de détérioration (ε_d) est remarqué. Par contre, la baisse de performance du composite hybride, au niveau de la contrainte de détérioration (σ_d), s'explique de la façon suivante. Malgré le fait que les fils AMF génèrent une force, celle-ci demeure négligeable devant la force totale appliquée sur le composite. En effet, les 20 fils de 0,4 mm de diamètre génèrent une force de 1,18 KN tandis que le composite commence à se détériorer au-dessus de 40 KN. Donc, avec une intégration de 2,75 % volumique d'AMF, la force générée représente seulement 3 % de la force de début de détérioration du composite. Cependant, cette augmentation de force est contrecarrée par l'augmentation de la température pendant l'activation des fils ce qui diminue la rigidité du composite. Cette réduction est directement causée par le polymère du composite. Pour s'en assurer, deux tests ont été pratiqués sur la résine époxy. Le premier consiste à faire une DSC avec un échantillon pour connaître ses propriétés thermiques. Un balayage de 0 à 175 °C à une vitesse de 10 °C par minute permet de bien visualiser sur la figure 49 la transformation vitreuse de cet époxy.

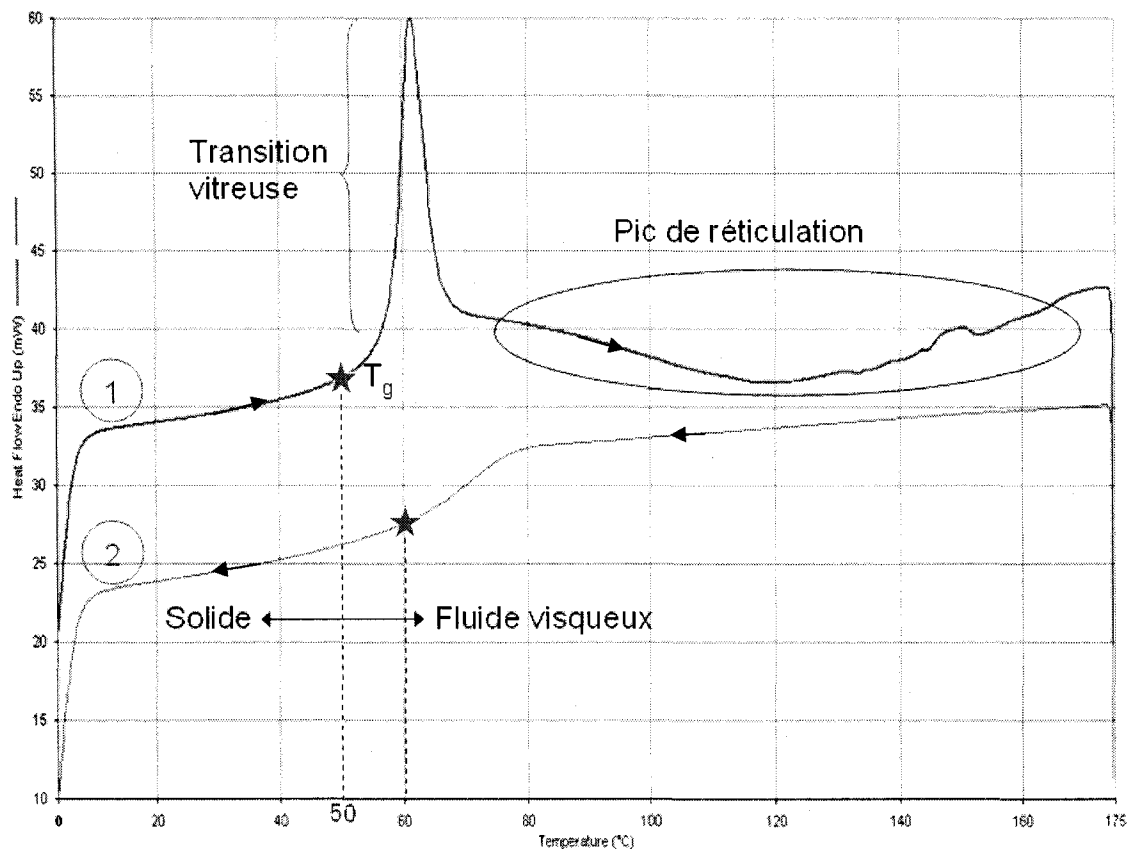


Figure 49 DSC sur la résine utilisée (1 : comportement au chauffage, 2 : comportement au refroidissement)

La courbe 1 représente le chauffage de 0 à 175 °C. La température de transition vitreuse coïncide avec le bas du pic endothermique qui correspond à environ 50 °C. Par la suite, la bosse exothermique indique une réticulation de la résine. La courbe 2 représente le refroidissement de celle-ci. La température de transition vitreuse est caractérisée par le point d'inflexion de la courbe, soit à environ 60 °C. Cette température est légèrement plus élevée au refroidissement qu'au chauffage puisque la réticulation a été complétée en chauffant le polymère.

Afin de valider ces résultats et de bien comprendre l'influence de la température sur le composite, le second test consiste à tester le polymère en traction à différentes températures. Pour ce faire, des cylindres d'époxy ont été fabriqués dans le but de calculer la rigidité à différentes températures. Les résultats mis sur une échelle

logarithmique montrent qu'à environ 50 °C, il y a une chute de la rigidité qui caractérise le point de ramollissement du polymère (figure 50).

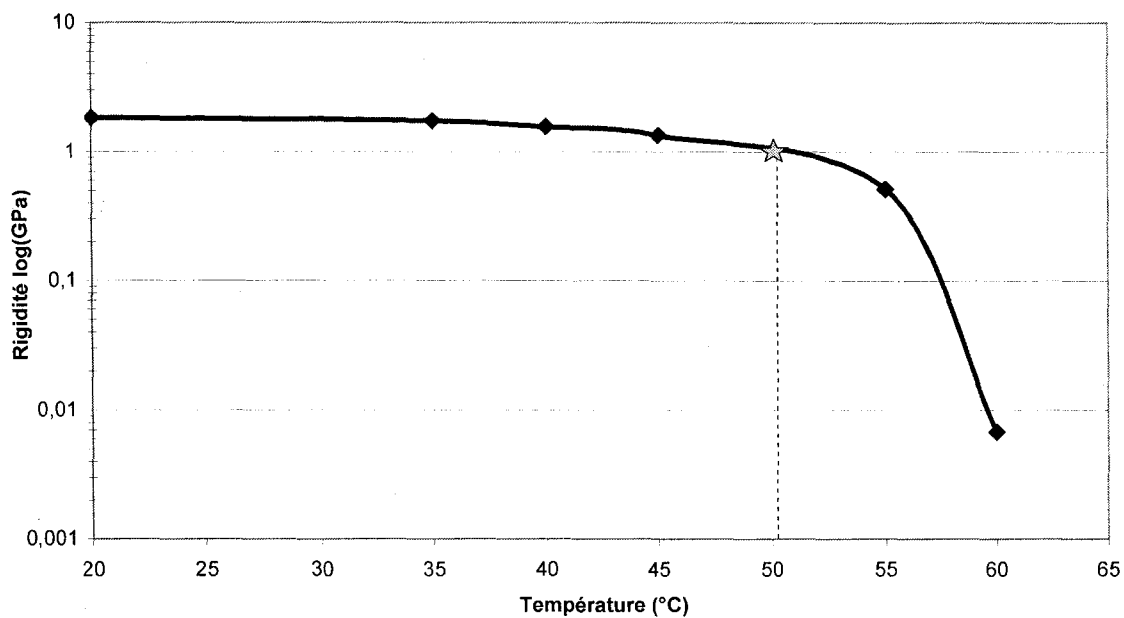


Figure 50 Rigidité en fonction de la température de l'époxy

Cette perte de rigidité est bénéfique sur la déformation de détérioration. Une augmentation de près de 17 % signifie que la matrice du polymère devient plus ductile à haute température. Les microfissures de la matrice se développent moins rapidement. Par contre, la résilience mécanique du composite se trouve affectée négativement par l'activation des AMF. Suite aux tests et à l'expérience acquise, des solutions et des modifications de ce composite hybride seront discutées à la prochaine section.

4.5 Discussion

La méthode d'écoute par émission acoustique permet de bien définir une limite d'utilisation du matériau. La position du point d'inflexion R augmente lorsque les fils sont intégrés dans la structure et lorsqu'ils sont activés. De plus, les dommages irréversibles en déformation (ϵ_d) sont retardés lorsque les fils sont activés.

Le résultat final des tests de traction avec les fils d'AMF activés ne permet pas de conclure sur la capacité de ce système à prévenir la détérioration des composites endommagés. Plusieurs problèmes découverts lors des expérimentations expliquent ce manque de performance. L'utilisation d'une résine qui réticule à température ambiante semblait être le meilleur choix de matériau pour éviter plusieurs problèmes de fabrication. Cependant, les performances qu'offre ce type de résine ne permettent pas son utilisation à haute température. La température de ramollissement de la résine est sous la température d'activation des fils AMF. La diminution de la rigidité et de la contrainte de détérioration sont les résultats de l'échauffement de la résine. Le choix du diamètre et de la quantité volumique de fils AMF sont aussi des choix discutables dans cette première conception de composites hybrides. L'insertion de fils de gros diamètre dans le composite cause une perte d'environ 10 % sur la contrainte et la déformation de détérioration. En plus, avec seulement 2,8 % du taux volumique d'alliage à mémoire de forme dans la structure, la force de compression générée est faible comparativement à la force nécessaire pour propager des défauts.

Suite aux problèmes relevés, des solutions alternatives sont présentées pour continuer les recherches et faire avancer le développement de ces matériaux prometteurs. Il faut inévitablement utiliser des préimprégnés avec des résines spécialement conçues pour résister à des hautes températures. De façon générale, plus la température de cuisson est élevée, plus le composite est résistant thermiquement. L'utilisation des préimprégnés change les procédés de fabrication décrits à la section 4.2. Pour obtenir de bonnes propriétés mécaniques, une cuisson à l'aide d'un autoclave en suivant la procédure recommandée par le fabricant diminue au minimum les défauts. La cuisson à une température plus élevée que la température de début de transformation

austénitique de l'AMF nécessite alors un gabarit qui permet d'empêcher la contraction des fils lors de la cuisson. De plus, le changement de procédé de fabrication implique la modification de la sélection de l'alliage à mémoire de forme. Ce choix devra être fait pour empêcher la déformation plastique de celui-ci pendant la cuisson du composite (≈ 180 °C). Un alliage de TiNi avec une température de fin de transformation plus haute et la possibilité de générer une plus grande contrainte serait une solution plus avantageuse. Une réduction du diamètre du fil permettrait de diminuer la concentration de contrainte en minimisant l'impact négatif de l'insertion des capteurs / actionneurs dans le composite et favoriserait la sensibilité de détection de l'allongement. Ensuite, pour bien quantifier tout le potentiel de limitation de dommages lors d'une activation, le pourcentage volumique d'AMF devrait passer de 2,8 % à au moins 10 %. Ce sont les principaux changements à apporter aux prochaines générations de composites hybrides. Enfin, il faudrait faire des tests de détection de défauts pour valider le concept de capteur présenté au chapitre 2.

CHAPITRE 5

MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DES COMPOSITES HYBRIDES

Le chapitre précédent conclut que les matériaux utilisés ne sont pas tout à fait adaptés à notre application. Un modèle d'éléments finis sera construit, validé et utilisé pour appuyer cette constatation. En se basant sur les résultats déjà obtenus, ce modèle permettra de bien représenter le potentiel d'intégration des AMF dans les composites suite à la validation du programme. Ce chapitre explique en détail l'élaboration, l'utilisation et l'interprétation des résultats du modèle d'éléments finis.

5.1 Définition des éléments, constantes réelles et matériaux utilisés dans le logiciel *Ansys*

Ansys offre plusieurs types d'éléments qui peuvent définir les composites multiplis. Dû à la géométrie simple du modèle et à l'hypothèse d'une réponse linéaire, l'élément structural linéaire *shell99* a été sélectionné. Acceptant jusqu'à 250 couches différentes, cet élément de type coque comporte 8 nœuds qui permettent 6 degrés de liberté chacun, 3 en translations et 3 en rotation. Ce type d'élément a été préféré au type *solid46* qui requiert moins de temps de calcul, mais permet uniquement de la translation. Ce choix tient compte du désir futur d'appliquer des chargements complexes en flexion par exemple.

Une fois le type d'élément choisi, il faut lui donner toutes les caractéristiques nécessaires pour représenter le comportement du matériau modélisé. Dans *Ansys*, cette opération est réalisée en utilisant les constantes réelles. Pour le *shell99*, les constantes réelles contiennent les propriétés des matériaux, le nombre de couches, leur orientation et leur épaisseur. L'orientation du pli est définie par la direction axiale des fibres de carbone par rapport au système de coordonnées global du modèle. Enfin, il peut avoir autant de constantes réelles que nécessaire pour représenter la plaque.

L'élément uniaxial *link1* modélise les fils d'AMF. Cet élément à deux dimensions est composé de deux nœuds qui permettent deux translations. Il est possible de faire de la tension ou de la compression. Les entrées, conservées par les constantes réelles, sont la rigidité du matériau et l'aire de la section du fil. Pour imposer la contrainte de compression initiale ou représenter l'activation des fils, il suffit d'entrer la valeur de la déformation correspondant à la bonne contrainte. Ce calcul est déduit de la loi de Hooke ($\sigma/E = \varepsilon$). Cette méthode simplifie la modélisation du comportement complexe des AMF. L'hypothèse simplificatrice implique que l'AMF est représenté seulement lorsqu'il est activé ou non. La transition entre ces deux états n'est pas considérée. Donc, la contrainte est appliquée avant de débiter la simulation. Par la suite, les fils se comportent de façon linéaire élastique jusqu'à leur rupture. Ils sont ajoutés au centre de la plaque de composite et ne modifient pas la géométrie de celle-ci. La solution retenue pour bien modéliser l'adhérence fil / composite consiste à attribuer les mêmes numéros de nœuds aux fils et au composite. Par exemple, le nœud 125 appartient à l'élément de type *link1* qui représente le fil et à l'élément de type *shell99* qui représente le composite. De cette façon, les déplacements des deux matériaux sont identiques, donc, aucun décollement n'est possible.

5.2 Description physique du modèle utilisé

Le but consiste à modéliser, à l'aide du logiciel *Ansys*, l'éprouvette de composite identique à celle utilisée dans les tests de traction du chapitre 4. Les dimensions hors tout de la plaque de référence sont de 95 mm de longueur par 35,84 mm de largeur et une épaisseur de 2,56 mm. L'empilement angulaire des 8 plis respecte la séquence [45,90,-45,0]_s. Chaque pli mesure 0,32 mm (2,56 mm/8) d'épaisseur. La proportion volumique de fibre V_f est de 60 %.

Les composantes de bases du composite ont été caractérisées individuellement afin de représenter le plus fidèlement possible son comportement. À l'aide de la machine de traction *Enduratec*, la valeur de rigidité des constituants est présentée au tableau XI.

Tableau XI

Rigidité expérimentale des composantes du stratifié

Rigidité	(GPa)
Matrice (E_m)	1,83
Fibre de carbone dir. 1 (E_{f1})	95,05

L'estimation de la rigidité des fibres de carbone dans la direction 2 (E_{f2}) se fait en appliquant un rapport de référence (R). À l'aide des propriétés mécaniques tabulées [3], un rapport de référence E_{f1}/E_{f2} pour les fibres de carbone T300 est calculé comme suit:

$$R = E_{f1}/E_{f2} = 16 \quad (4.1)$$

Selon l'hypothèse que les fibres carbone utilisées se comportent mécaniquement de la même façon que la fibre de carbone T300, on trouve que:

$$E_{f2} = E_{f1}/R = 95,05/16 = 5,94 \text{ GPa} \quad (4.2)$$

Ensuite, les valeurs manquantes ou non recueillies par les essais expérimentaux ont été trouvées dans la littérature [3] et elles sont résumées au tableau XII.

Tableau XII

Coefficient de Poisson de la matrice et de la fibre de carbone [3]

Coefficient de Poisson	Matrice (ν_m)	0,43
	Fibre (ν_f)	0,2

Puisque la matrice présente un comportement isotrope, la rigidité en cisaillement (G_m) se trouve de la façon suivante:

$$G_m = \frac{E_m}{2*(1+\nu_m)} = \frac{1,829}{2*(1+0,43)} = 0,64 \text{ GPa} \quad (4.3)$$

De la même manière, *Berthelot* [5] propose de calculer la rigidité en cisaillement de la fibre (G_f) comme:

$$G_f = \frac{E_f}{2*(1+\nu_f)} = \frac{95,05}{2*(1+0,2)} = 39,6 \text{ GPa} \quad (4.4)$$

Une fois les propriétés mécaniques des constituants du composite déterminées, le calcul des propriétés mécaniques d'un pli peut alors être effectué. La rigidité dans la direction des fibres (E_1) est déterminée par une loi des mélanges comme suit:

$$E_1 = E_f * V_f + E_m * (1 - V_f) = 95,05 * 0,6 + 1,829 * (1 - 0,6) = 57,8 \text{ GPa} \quad (4.5)$$

La rigidité dans la direction perpendiculaire aux fibres (E_2) se calcule par une équation développée par *Hopkins-Chamis* [3] telle que:

$$E_2 = E_m * \left[\left(1 - \sqrt{V_f}\right) + \frac{\sqrt{V_f}}{1 - \sqrt{V_f} \left(1 - \frac{E_m}{E_{f2}}\right)} \right] \quad (4.6)$$

$$E_2 = 1,829 * \left[\left(1 - \sqrt{0,6}\right) + \frac{\sqrt{0,6}}{1 - \sqrt{0,6} \left(1 - \frac{1,829}{5,94}\right)} \right] = 3,5 \text{ GPa}$$

La valeur de la rigidité dans la direction 3 (E_3) est considérée identique à la rigidité de la direction 2 (E_2). Cette hypothèse est respectée et utilisée par plusieurs auteurs. Développée par *R. Hill* et *Z. Hashin* [5], l'équation 4.7 permet de calculer le module de cisaillement du composite:

$$G_{12} = G_m * \frac{G_f * (1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_f * (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \quad (4.7)$$

$$G_{12} = 0,64 * \frac{39,604 * (1 + 0,6) + 0,64(1 - 0,6)}{39,604 * (1 - 0,6) + 0,64(1 + 0,6)} = 2,4 \text{ GPa}$$

Ensuite, le coefficient de Poisson se détermine par une loi des mélanges:

$$\nu_{12} = \nu_f * V_f + \nu_m * (1 - V_f) = 0,43 * 0,6 + 0,2 * (1 - 0,6) = 0,3 \quad (4.8)$$

En résumé, le tableau XIII fournit les propriétés mécaniques utilisées dans le modèle d'éléments finis.

Tableau XIII

Propriétés mécaniques d'un pli de composite

E_1	$E_2 = E_3$	G12	ν_{12}
GPa	GPa	GPa	
57,8	3,5	2,4	0,3

Les propriétés mécaniques des fils AMF utilisés ont été prises à partir des tests de traction et de génération de contrainte effectués au chapitre 4. L'élément *link1* représentant les AMF nécessite une rigidité et une déformation de départ. Pour représenter le comportement mécanique du fil AMF, un résumé des valeurs utilisées dans le modèle d'éléments finis est présenté au tableau XIV.

Tableau XIV

Propriétés mécaniques des fils AMF

E	ν	σ_u	contrainte de compression initiale du fil	
			non activé	activé
GPa		MPa	MPa	MPa
10	0,3	1000	100	470

La contrainte ultime est nécessaire pour déterminer la limite ou le bris du fil à l'intérieur du programme.

5.3 Maillage et conditions aux frontières

Les conditions aux frontières sont appliquées sur le modèle pour simuler la plaque en tension. Tout d'abord, pour diminuer le temps de calcul, seulement un quart de plaque est représenté (figure 51). L'axe vertical et l'axe horizontal qui coupent le trou sont considérés comme étant des plans de symétrie. De plus, le composite est symétrique à travers l'épaisseur, alors seulement quatre des huit plis sont modélisés. Pour l'élément *shell99*, la symétrie est spécifiée à travers les constantes réelles. La figure 51 représente donc, les conditions aux frontières, l'orientation des plis et la direction de déplacement de la plaque.

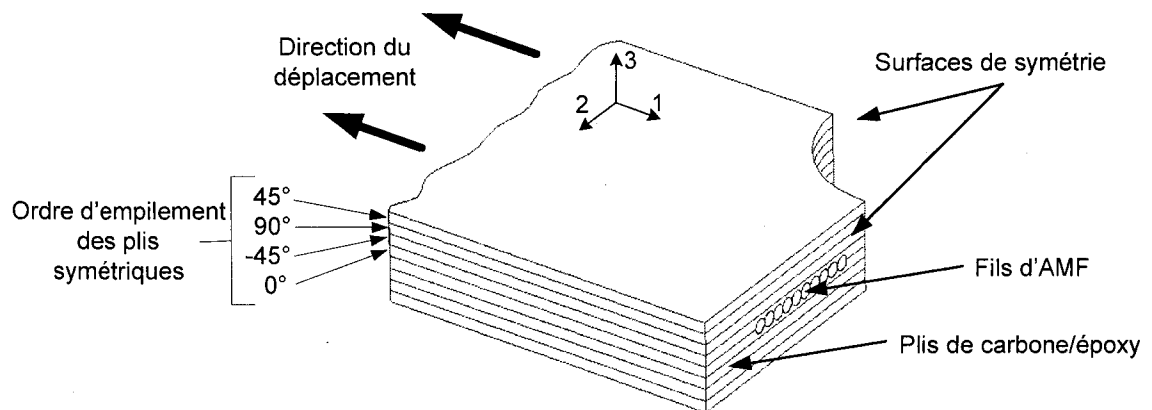


Figure 51 Conditions frontière du modèle éléments finis

Un des nœuds de la plaque doit être bloqué dans la direction z (direction 3 à la figure 51) pour éviter la divergence de la solution. Finalement, les nœuds de l'extrémité de la plaque sont bloqués en "y" (direction 1 à la figure 51) pour simuler un ancrage rigide. Le contrôle du chargement de la plaque s'effectue par la variation du déplacement. En appliquant un déplacement sur l'extrémité de la plaque, la contrainte interne augmente.

Un maillage permet de diviser une surface ou un volume en plusieurs éléments. Pour bien évaluer l'efficacité d'un maillage, l'étude de convergence de la solution en fonction du raffinement du maillage devient essentielle. Deux modèles sont à l'étude, celui avec un concentrateur de contrainte et l'autre avec un concentrateur de contrainte et les fils AMF. La figure 52 résume les résultats pour la contrainte de rupture en fonction du nombre d'élément du maillage.

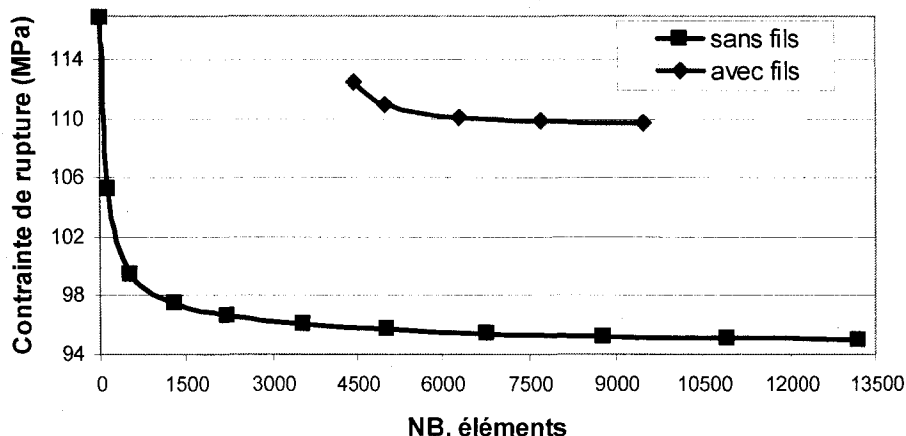


Figure 52 Convergence du maillage

Le choix du nombre d'éléments utilisés dans les prochaines simulations repose sur un compromis entre le temps requis pour compléter les calculs et la précision des résultats. Un maillage raffiné proche du trou permet d'obtenir une solution plus juste tandis qu'un maillage plus grossier permet d'optimiser le temps de calcul. La plaque sans fil comprend 4200 éléments répartis non uniformément (figure 53).

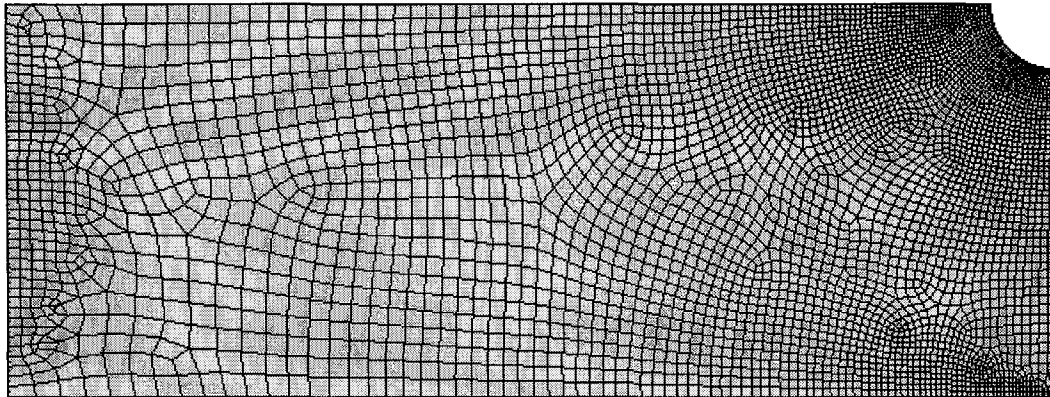


Figure 53 Maillage de la plaque sans fil

Le deuxième modèle nécessite plus d'éléments que le précédent. Pour obtenir une même précision dans la réponse, en plus du composite, les fils doivent aussi être maillés finement. Enfin, avec un peu plus de 6500 éléments répartis non uniformément (figure 54), le maillage permet une résolution relativement rapide sans compromettre la précision des résultats.

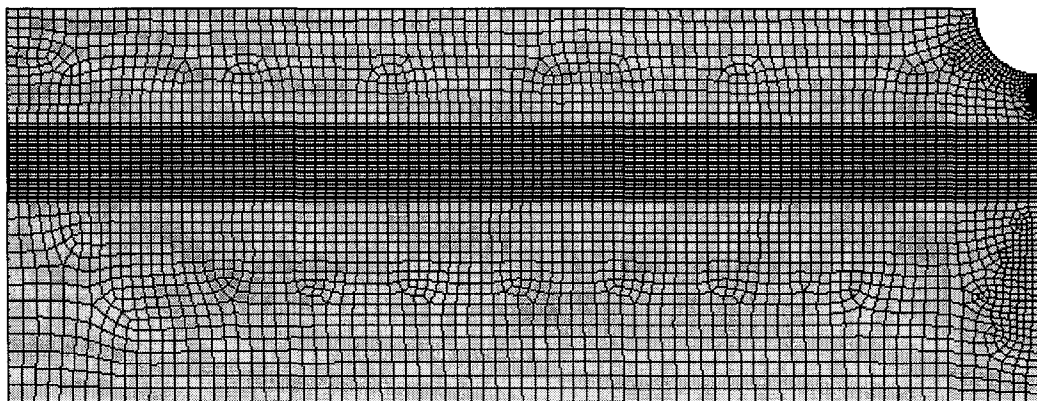


Figure 54 Maillage de la plaque avec fils

5.4 Simulation des dommages

La façon simplifiée de simuler un dommage dans un composite consiste à changer le module de rigidité et de cisaillement par une valeur proche de zéro. Suite à ce changement, cette région ne contribue plus à la résistance mécanique de la pièce. En

fonction du pli brisé, les propriétés mécaniques sont modifiées comme l'indique le tableau XV.

Tableau XV

Propriétés mécaniques des plis brisés

Angle pli brisé (degré)	E_1 GPa	E_2 GPa	E_3 GPa	G_{12} GPa	ν_{12}
90	57,8	1	3,5	1 e-5	0
45	1	1	3,5	1 e-5	0
0	1	3,5	3,5	1 e-5	0

Lorsque la charge augmente dans le matériau, les éléments vont briser selon une limite établie par un critère de rupture. *Ansys* propose trois critères de rupture pour les composites dans sa version 8.0 : le critère de la déformation maximale, la contrainte maximale et un critère énergétique de Tsai-Wu. Le choix s'est arrêté sur le troisième puisque c'est le plus conservateur. Ce critère prend en compte les contraintes normales et de cisaillements du matériau. Tout comme le critère de Tsai-Hill présenté au chapitre 1 (équation 1.7), il faut spécifier les limites de rupture d'un pli de composite. Les valeurs des contraintes de rupture ont tout d'abord été prises dans la littérature [5] pour un composite de carbone / époxy. Par la suite, ces valeurs sont adaptées, tout en gardant le même rapport entre eux, pour s'ajuster aux résultats expérimentaux sur la même plaque trouée. De cette façon, ces paramètres reflètent le comportement réel du matériau. Voici présentées au tableau XVI les valeurs nécessaires au critère de rupture pour déterminer le bris de la plaque. Cette étape consiste à la calibration du modèle éléments finis. Elle est faite uniquement pour le cas de la plaque avec un concentrateur de contrainte et sans fils AMF.

Tableau XVI

Contrainte ultime du pli de composite utilisé dans le critère de rupture

S_L^+	S_T^+	S_Z^+	S_{LT}
MPa	MPa	MPa	MPa
4800	120,75	120,75	155,25

5.5 Hypothèses simplificatrices du modèle

Certains facteurs sont négligés et des hypothèses sont formulées afin de rendre les modèles moins complexes. C'est le cas en particulier pour la délamination. Avec la programmation actuelle, les seuls défauts représentés sont la fissuration ou le bris de la matrice et la rupture des fibres. Bien que la délamination ne soit pas directement prise en compte à travers le critère de rupture, l'ajustement de la limite de rupture du composite par rapport au test de traction implique que la délamination est indirectement considérée dans l'analyse.

La présence de défauts tels que les vides, les microfissures, les zones riches en résines et le mauvais collage des plis sont parmi les facteurs qui déterminent la résistance ultime du composite. Bien entendu, l'analyse par éléments finis de ce travail ne vise pas la simulation de ces détails, mais plutôt le comportement global du matériau. Voici donc pourquoi le test de traction avec concentrateur de contrainte et sans fil AMF est la référence pour les tests comparatifs.

Une hypothèse simplificatrice est liée à l'intégration des fils AMF dans le composite. Ils sont considérés comme parfaitement liés au composite sans jamais subir de décollements. Cette approche peut être valable si l'influence des décollements et des redistributions de contrainte à travers les fils sont négligeables. De plus, une estimation grossière est faite sur le comportement en traction de l'AMF. Pour des résultats plus précis, qui ne sont pas nécessaires à ce stade-ci, une programmation complète du comportement de l'AMF peut alors être implémentée dans le présent programme.

La troisième analyse implique le chauffage des fils AMF dans le but de les activer pour qu'ils produisent une contrainte de compression. Par le fait même, le composite chauffe lui aussi. Comme il a été mentionné dans le chapitre 4, la résine utilisée présente une température de ramollissement assez basse qui amène de grandes modifications sur le comportement mécanique du composite hybride. La modélisation d'un matériau anisotrope qui présente de la plastification et une baisse de rigidité en fonction du gradient de température devient un défi de taille. Les effets thermiques ne font donc pas partie du programme de la plaque activée par les fils AMF à ce stade du travail.

5.6 Description du programme et précision sur la technique de simulation des dommages

La façon de procéder pour expliquer les programmes *Ansys*, (annexe 1 et 2), consiste à exposer l'algorithme des boucles. Pour bien comprendre la méthodologie utilisée, la figure 55 schématise les étapes importantes de l'interaction des différentes boucles nécessaires à la simulation complète de la détérioration d'une plaque de composite.

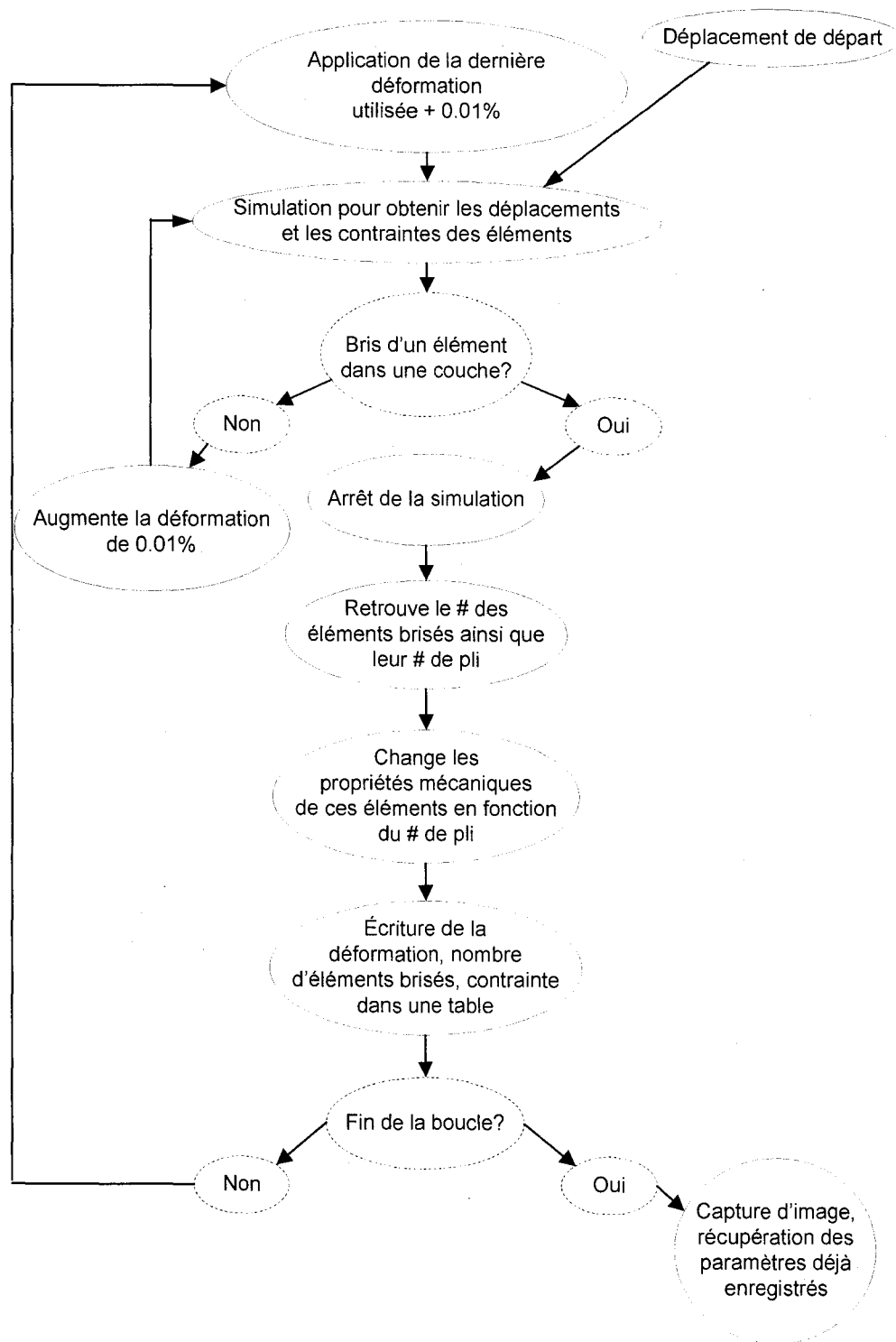


Figure 55 Boucles du programme de simulation des défauts d'une plaque de composite

Une fois que la géométrie, les propriétés des matériaux, les constantes réelles, les limites de rupture et les paramètres du maillage sont établis, la simulation peut débuter. Le processus de détérioration est modélisé par itération des solutions. L'utilisation des boucles *do* et *if* sont la façon d'automatiser cette démarche. Un déplacement de départ est donné, générant ainsi des contraintes dans le matériau. Les contraintes obtenues dans toutes les directions, pour tous les éléments et à travers tous les plis, sont vérifiées par le critère de rupture. S'il n'y a aucune rupture, une boucle réalise l'incrément du déplacement jusqu'à ce qu'une rupture d'au moins un élément se produise. Lorsque les éléments atteignent la limite du critère de rupture (≥ 1), il faut retrouver ces éléments ainsi que le numéro du pli brisé. Ces recherches s'effectuent automatiquement en parcourant les tables des résultats (*elements tables*) qui donnent la valeur du critère de rupture maximal ainsi que le numéro du pli, et ce, pour chaque élément. Une fois trouvées, les propriétés mécaniques des différents éléments brisés en fonction de l'orientation du pli sont changées pour les valeurs inscrites dans le tableau XV. Cette technique a déjà été utilisée avec succès par différents auteurs [48].

Finalement, un code de couleur est attribué pour visualiser, à chaque fin de simulation, le nombre de plis brisés de chaque élément. Le remplacement des propriétés mécaniques se fait par le biais des constantes réelles. Il faut expliquer qu'un élément du maillage contient les informations des huit plis du stratifié. La difficulté vient lorsqu'il faut changer les propriétés mécaniques d'un élément en particulier et ce, au bon pli, sans rien changer dans d'autres éléments. La façon de contourner ce problème consiste à assigner un numéro de constante réelle à l'aide d'une autre boucle *do* à chaque élément du maillage. Ensuite, en choisissant la constante réelle associée au bon élément du maillage, il est alors facile de changer les propriétés mécaniques du pli brisé. Après, les informations utiles à l'analyse telles que la déformation, le nombre d'éléments brisés et la contrainte sont écrites dans une table des résultats. Ce processus de simulation est ensuite répété le nombre de fois souhaité en augmentant d'un incrément de 0,01 %. Une fois cette boucle terminée, une capture d'image est prise pour suivre l'évolution visuelle de la propagation des défauts et, enfin, la sauvegarde des paramètres emmagasinés dans la table des résultats est réalisée. Les

boucles ne doivent pas être trop grandes, environ 10 fois, pour enregistrer de bonnes images des détériorations puisqu'il n'y a pas de moyen d'automatiser cette procédure.

L'arrêt final des simulations se fait lorsque la pièce est mécaniquement brisée. Deux façons permettent de déterminer cette fin. Premièrement, lorsque la valeur de la contrainte chute près d'une valeur nulle et que la plaque continue à se déformer. Cela veut dire qu'une section complète de la plaque a été brisée et a été transformée en rigidité nulle. La deuxième façon représente ce phénomène mais de façon visuelle, lorsque les éléments complètement brisés traversent la largeur de la pièce.

Deux programmes nécessaires à la simulation des défauts de la plaque de composite avec fil se trouvent à l'annexe 1 et à l'annexe 2. Le premier programme sert à attribuer les propriétés de base, spécifier la géométrie et les conditions aux frontières du modèle et effectuer une ou quelques simulations jusqu'au premier bris. Le deuxième sert à gérer les boucles et il est utilisé tout juste après le premier. Ces programmes fonctionnent selon la description effectuée précédemment, mis à part l'ajout d'une autre boucle gérant le bris des fils. De la même façon, une fois que la contrainte des fils atteint 1000 MPa, la rigidité devient quasi nulle pour simuler le bris du fil.

5.7 Traitement des résultats

Les résultats après chaque simulation donnent la déformation, le nombre d'éléments brisés et la contrainte. La déformation est trouvée en divisant le déplacement de l'extrémité de la plaque par la demi-longueur de celle-ci. La contrainte est calculée en divisant la force de réaction de l'extrémité de la plaque par la section du composite sans se soucier du trou. La façon de tracer la courbe contrainte - déformation ne se résume pas à utiliser seulement les résultats d'Ansys. Le tableau XVII présente un exemple des cinq premiers résultats de simulation obtenus et la façon de trouver les vraies contraintes représentant le test de traction. Le traitement de ces données, faites à l'aide du logiciel *Excel*, est basé sur la théorie classique des stratifiés [5]. Un exemple de calcul classique est présenté à l'annexe 3.

Tableau XVII

Exemple du traitement des résultats pour tracer la courbe contrainte - déformation

A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
# du test	déformation	nb bris elem.	contrainte	pente	delta deform	accumulation	% acc	ajout contrainte	Contrainte
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
1	0,0120	6	264,33	22027,50	0,0120	6	0,26	264,33	264,33
2	0,0123	1	270,93	22026,83	0,0003	7	0,31	6,61	270,94
3	0,0126	4	277,54	22026,98	0,0003	11	0,48	6,61	277,55
4	0,0127	1	279,74	22026,77	0,0001	12	0,53	2,20	279,75
5	0,0128	1	281,94	22026,56	0,0001	13	0,57	2,20	281,95

Les colonnes B,C et D sont les résultats provenant de la simulation par éléments finis. La pente (E) est calculée en divisant la contrainte (D) par la déformation (B). Le delta déformation (F) s'obtient par la soustraction de la déformation (B) par la déformation (B) du test précédent. L'ajout de contrainte (I) se calcule par la multiplication de la pente (E) par le delta déformation (F). Finalement, on obtient la vraie contrainte (J) en additionnant l'ajout de contrainte (I) à la vraie contrainte (J) du test précédent. Il est maintenant possible de tracer la courbe contrainte - déformation en se servant des résultats des colonnes (B) et (J). Dans les tous premiers tests, la différence entre la vraie contrainte (J) et la contrainte obtenue d'Ansys (D) n'est pas significative. Cependant lorsqu'il y a un grand nombre d'éléments qui brisent, cette différence augmente beaucoup (voir exemple de calcul à l'annexe 3).

Toujours en se basant sur l'exemple du tableau XVII, la colonne d'accumulation (G) additionne les bris d'éléments (C) des tests subséquents. Ensuite, la colonne G est traduite en pourcentage d'accumulation (H) variant de 0 à 100%. En traçant le pourcentage d'accumulation (H) en fonction de la déformation (B), on obtient la courbe niveau de dommage en fonction des déformations. L'approche pour trouver la contrainte de détérioration (σ_d) et la déformation de détérioration (ε_d) est maintenant la même que la technique utilisée pour interpréter les résultats d'émission acoustique (technique du 80 et 20 %). Le prochain chapitre donne donc les résultats obtenus par les programmes éléments finis.

CHAPITRE 6

VALIDATION ET RÉSULTATS DE MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS

Ce chapitre présente l'étude comparative sur l'intégration des AMF activés ou non dans une plaque de composite réalisée à l'aide du modèle d'éléments finis. Enfin, une discussion suivra sur les résultats obtenus et les développements futurs de ce modèle numérique.

La façon de valider le modèle, selon la philosophie de rupture successive des endroits les plus faibles, consiste à comparer la solution obtenue à la solution théorique d'une plaque en traction. Les démonstrations des calculs analytiques sont présentées à l'annexe 3, tandis que le programme *Matlab* qui les applique se trouve à l'annexe 4. La théorie classique des stratifiés propose que les bris arrivent par couches [3]. Puisque la plaque ne comporte aucune région plus faible qu'une autre, ce sont les plis complets et les plus faibles qui se brisent en premier. La figure 56 compare le résultat de traction jusqu'à la rupture d'une plaque de composite calculée par la théorie classique des stratifiés et le logiciel d'analyse par éléments finis *Ansys*.

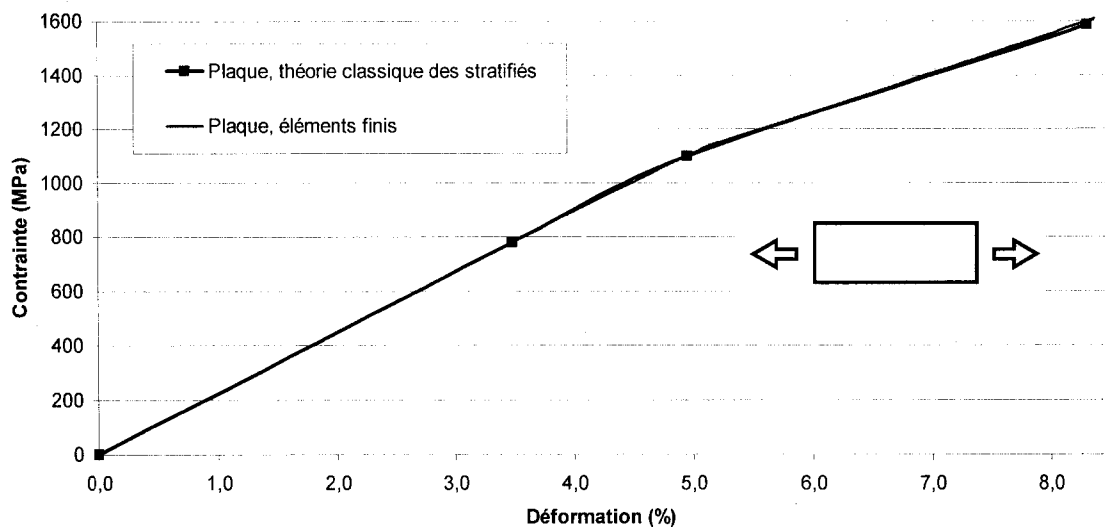


Figure 56 Calcul de rupture théorique et par É.F. d'une plaque composite sans concentrateur de contrainte ni AMF

Il n'y a pratiquement aucune différence entre les deux méthodes de calcul, même si le critère de rupture de la déformation maximale est utilisé lors du calcul analytique et le critère de Tsai-Wu lors du calcul É.F. En représentant parfaitement le résultat théorique, le programme et la méthode d'analyse par É.F. sont donc validés et jugés comme fonctionnels.

Le calcul par éléments finis utilise les mêmes matrices de résolution que la théorie classique des stratifiés. Cependant, les calculs se font sur chaque élément du maillage. Pour une plaque sans concentrateur de contrainte, il n'y a pas d'influence sur la précision de la réponse, comme il est démontré à la figure 56. Par contre, lorsque la géométrie présente des discontinuités, le calcul analytique devient inutilisable. Enfin, dans la section suivante, le calcul par éléments finis à l'aide du logiciel *Ansys* permet d'analyser les composites hybrides présentant un concentrateur de contrainte.

6.1 Analyse de la plaque de composite avec un concentrateur de contrainte

Maintenant que le modèle d'éléments finis est validé, l'analyse des différentes configurations ainsi que les résultats obtenus sont donc présentés. Pour débiter, la simulation par éléments finis de la plaque de composite avec un concentrateur de contrainte en son centre est comparée au test expérimental (figure 57).

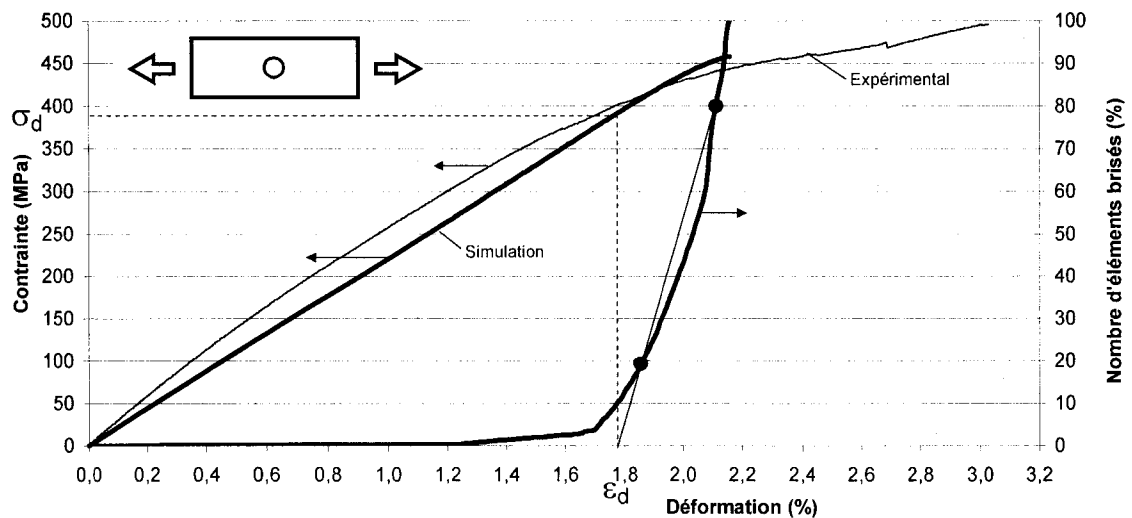


Figure 57 Validation du test de traction d'une plaque de composite trouée

La faible différence de rigidité entre la courbe simulée et celle obtenue expérimentalement confirme la bonne corrélation des calculs utilisés précédemment. Comme il a été mentionné, les valeurs du critère de rupture ont été ajustées afin de représenter le mieux possible le test expérimental. Un parallèle a été fait entre l'analyse par l'émission acoustique (enregistrement de l'énergie relâché lors de la rupture) et le bris des éléments du maillage provenant du modèle éléments finis. En utilisant la même technique d'analyse des résultats (80 % et 20 % du nombre d'éléments brisés pour trouver le point d'inflexion), il est alors possible de déterminer une contrainte et une déformation de détérioration avec l'analyse par éléments finis (figure 57). Le tableau XVIII résume les résultats importants de la comparaison entre ces deux différents tests.

Tableau XVIII

Valeurs comparatives entre le modèle éléments finis et le test expérimental de traction d'une plaque de composite trouée

échantillon simulé	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
B	Avec cc, sans AMF, Exp.	412,3	1,86	495	83,3
E	Avec cc, sans AMF, É.F.	394,13	1,79	457,88	86,1
différence (%)		-4,4	-3,8	-7,5	3,3

L'ajustement des contraintes ultimes servant à définir le critère de rupture est fait pour rapprocher la contrainte et la déformation de détérioration entre la simulation et l'expérimental. La différence entre ces valeurs se situe en dessous des 5 %. L'utilisation importante de ces matériaux doit se faire en dessous de la contrainte de détérioration, voilà pourquoi ce sont ces valeurs qui sont utilisées afin de comparer et évaluer les composites hybrides. L'observation de la détérioration du modèle numérique en fonction de la contrainte donne une validation supplémentaire de la contrainte et la déformation de détérioration. La figure 58 expose ce processus visuel.

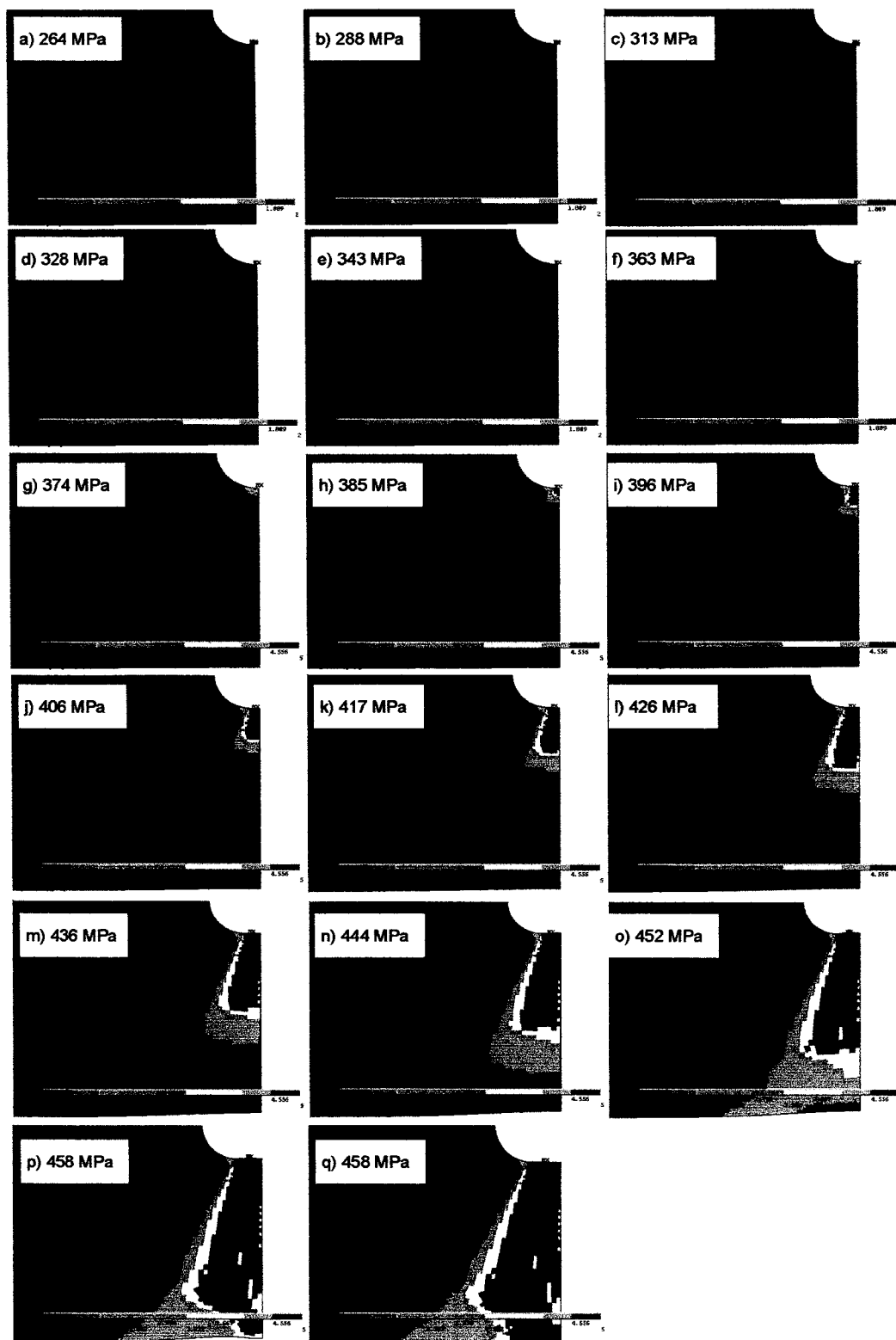


Figure 58 Processus visuel de détérioration du composite, plaque sans fil

Les chiffres représentant le jeu de couleur correspondent au nombre de couches brisées d'un élément. Le chiffre 2 correspond à 1 pli brisé, mais en réalité, on doit multiplier par deux ce résultat puisque le modèle est symétrique dans son épaisseur. Réciproquement, le chiffre 3 correspond à 2 plis brisés, jusqu'au chiffre 5 qui représente le bris complet du composite en épaisseur. Le premier bris est montré en position a) de la figure 58. Les images a) à f) montrent un début de rupture des plis à 90°, associés à la fissuration de la matrice. L'image g) présente le début de fissuration à travers l'épaisseur. Cette fissure se propage un peu plus sur l'image h) et i). À ce moment, on peut considérer le défaut comme important. Justement, la contrainte et la déformation de détérioration trouvées précédemment se situent entre ces deux images. La technique du point d'inflexion avec le nombre d'éléments brisés est donc représentative pour trouver le point maximal d'utilisation du composite. Par la suite, les images j) à p) montrent l'évolution de la fissure à travers la largeur de la plaque. Enfin, l'image q) présente l'échantillon complètement brisé. La contrainte n'augmente plus et l'absence de charge à l'intérieur du matériau se fait remarquer par l'absence de striction dans le sens vertical comparativement à l'image p). Le comportement jusqu'à la rupture est maintenant bien représenté par le modèle d'éléments finis. Les comparaisons et analyses des composites hybrides peuvent alors être faites avec confiance.

6.2 Analyse sur l'insertion des fils AMF dans la structure de composite

La prochaine étape consiste à quantifier, par l'entremise d'une simulation numérique, le gain en performance provenant de l'ajout de seulement 2,8 % volumique de fils dans une structure de composite. La figure 59 montre la différence obtenue sur la courbe contrainte – déformation entre les simulations par éléments finis de l'échantillon troué avec ou sans fils métalliques.

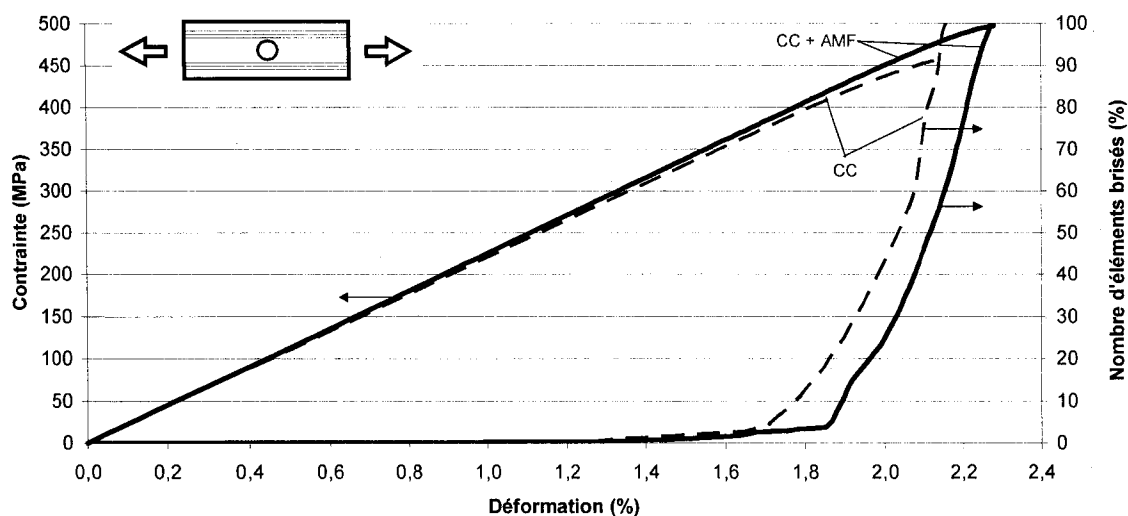


Figure 59 Comparaison d'une plaque de composite trouée avec et sans fils

L'ajout des fils provoque le décalage de la courbe du nombre d'éléments brisés en fonction de la déformation (figure 59). La détérioration est donc retardée. De plus, une augmentation de rigidité est remarquée par l'ajout des fils. Le tableau XIX présente la même comparaison, mais en chiffre.

Tableau XIX

Valeurs comparatives entre le modèle de plaque trouée avec et sans fil d'AMF

échantillon simulé	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
E	Avec cc, sans AMF	394,13	1,79	457,88	86,1
F	Avec cc, avec AMF	425	1,89	496,8	85,5
différence (%)		7,8	5,6	8,5	-0,6

Sans considérer les effets négatifs de l'intégration des AMF, une augmentation mineure de toutes les propriétés mécaniques est observée. Avec une précontrainte des fils de 100 MPa, un changement positif du comportement en traction est relevé, particulièrement sur l'aspect visuel de la détérioration comme en témoigne la figure 60.

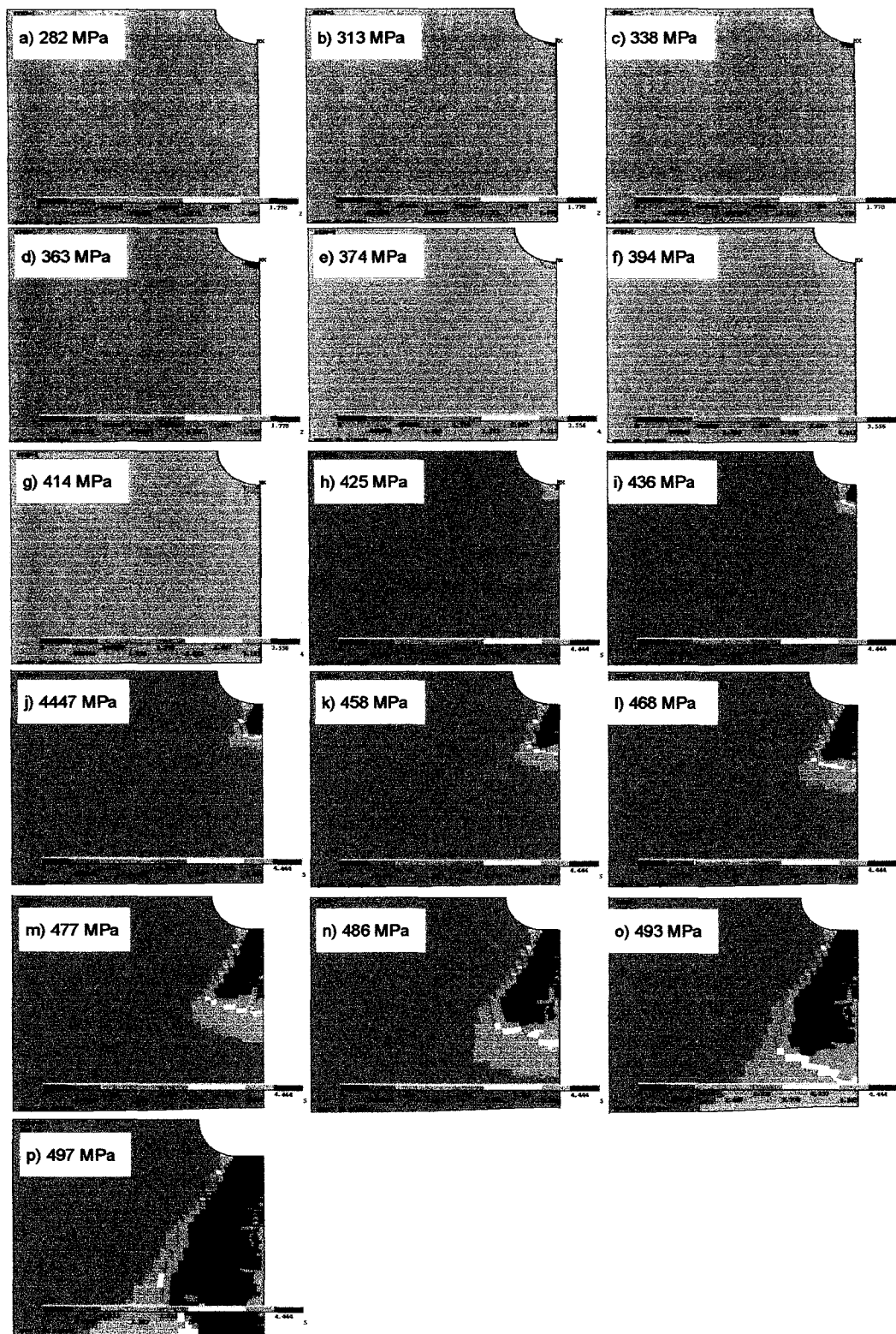


Figure 60 Processus visuel de détérioration du composite muni de fils

Les images a) à d) représentent le début de fissuration des plis à 90°. Les images e) à g) montrent encore le début des défauts, mais cette fois-ci sur 3 plis et localisé en dessous du trou. Il y a un phénomène de germination de défauts au dessus des fils qui ne se fait pas remarquer dans le test de la plaque sans fil. L'image h) représente le départ de la fissuration qui va mener à la rupture complète du composite. Cette image correspond exactement avec la contrainte et la déformation de détérioration. Finalement, les images de i) à p) exposent la suite du processus de rupture ainsi que le bris des fils dans les dernières photos. De plus, en comparant ces images à celles de la figure 58, la détérioration visuelle paraît moins progressive à cause du support additionnel qu'offrent les fils.

6.3 Analyse sur l'activation des fils AMF dans la structure de composite

La présente simulation par éléments finis analyse les effets de l'activation des fils AMF dans la structure de composite. La figure 61 compare les résultats de deux simulations. La première simulation correspond à la plaque de composite avec les fils, tandis que la deuxième se différencie par l'activation thermique de ceux-ci.

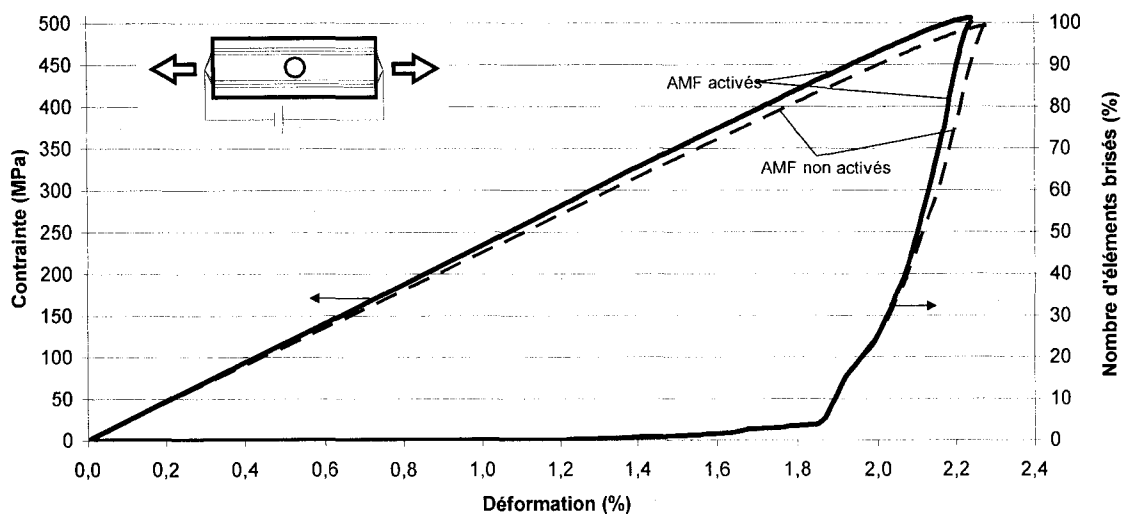


Figure 61 Comparaison d'une plaque de composite avec fils non activés et activés

La différence entre les deux simulations se situe au niveau de la précontrainte. Elle est fixée à 100 MPa pour la simulation sans activation et 470 MPa pour la simulation avec

les fils activés. L'activation des fils semble faire augmenter uniquement la rigidité. Le tableau XX résume les valeurs numériques obtenues suite à ces simulations.

Tableau XX

Valeurs comparatives entre le modèle de plaque avec fils non activés et activés

échantillon simulé	Description plaque	σ_d MPa	ε_d %	σ_u MPa	R (σ_d/σ_u) %
F	Avec cc, avec AMF	425	1,89	496,8	85,5
G	Avec cc, avec AMF activé	440	1,89	505,7	87,0
différence (%)		3,5	0,0	1,8	1,7

L'augmentation de la précontrainte de 100 MPa à 470 MPa donne des effets positifs relativement faibles. L'analyse visuelle de la contrainte n'est pas présentée pour cette simulation parce que son comportement est similaire à celui de la figure 60. Il est à noter que le début des défauts importants (début de fissuration localisé au bas du trou) coïncide encore une fois avec la contrainte et à la déformation de détérioration.

6.4 Discussion et recommandations

Suite à la description et la validation du modèle d'éléments finis, les paramètres du critère de rupture ont été ajustés pour bien représenter le test expérimental de la plaque avec un concentrateur de contrainte. Ensuite, la simulation du composite hybride permet de conclure que l'ajout et l'activation des fils proche du concentrateur de contrainte sont bénéfiques en retardant le point de détérioration. Cette contrainte de détérioration augmente de 7,8 % lors de l'ajout des fils et de 3,5 % supplémentaire lors de l'activation ce ceux-ci. Tandis que la déformation de détérioration a augmentée de 5,6 % pour les deux simulations. Ce gain n'est pas significatif d'autant plus qu'aucun phénomène négatif relié à l'intégration des fils n'est simulé (concentrateurs de contrainte causés par l'ajout de fils, phénomène de décollement de l'interface matrice / fils, phénomènes thermiques lors de l'activation, etc.). La conclusion du chapitre quatre stipule que les composantes utilisées dans la fabrication du composite ne sont pas appropriées pour l'utilisation présente. Les simulations numériques viennent alors

renforcer cette idée en ajoutant que la présente conception n'est pas assez performante pour espérer voir de grands changements au niveau du comportement mécanique. Cependant, même avec seulement 2,8 % volumique d'AMF, des bienfaits sont remarqués sur un matériau qui est déjà très optimisé. Donc, tout indique que les travaux de développement pointent vers la bonne direction. Maintenant, avec un modèle numérique validé permettant de simuler un chargement simple, la conception des composites hybrides peut évoluer plus rapidement.

Le modèle d'éléments finis est bien adapté pour les composites utilisés en aérospatiale qui manifestent un comportement fragile. Par conséquent, il y a une différence entre la simulation des matériaux et les tests expérimentaux. Les matériaux utilisés sont moins fragiles et moins sensibles au phénomène d'entaille ou de concentration de contrainte que les composites carbone / époxy utilisés en aérospatiale. Les résultats du test expérimental avec le concentrateur de contrainte devaient donner une contrainte ultime de rupture d'environ la moitié de la valeur obtenue. Voilà la raison des grandes valeurs de contraintes ultimes utilisées dans le critère de rupture pour la simulation numérique.

CONCLUSION

Le présent mémoire démontre toute la démarche et la nécessité de développer des composites hybrides : de la fabrication à la modélisation en passant par les tests expérimentaux. Les matériaux intelligents possèdent la capacité de détecter les défauts et ainsi augmenter la sécurité des composantes critiques. Ils peuvent aussi posséder les qualités d'auto guérison pour limiter la propagation des dommages. Le but de ce travail est d'évaluer la capacité d'un matériau à exécuter ces deux tâches. Avec l'intégration des alliages à mémoire de forme dans des composites, ce double rôle est maintenant possible.

Dans le chapitre deux, les tests et la caractérisation des matériaux permettent de dégager les grandes lignes pour l'utilisation des AMF dans la détection des déformations. Dans l'état martensitique, cet alliage exprime un facteur de jauge de $G=5,03$. Cette performance est comparable aux meilleures jauges de déformations existantes sur le marché. De plus, elles ne peuvent pas accommoder de grandes déformations et le prix de ces matériaux est élevé comparativement aux AMF. Le facteur de jauge est stable et linéaire sur une plage de déformation aussi grande que 4% pour les TiNi, comparativement à 1 ou 2% pour les jauges de déformation standards. L'utilisation des circuits de conditionnement permet d'améliorer la précision de lecture. Enfin, d'autres tests doivent être entrepris pour relever les effets thermiques observés avec l'utilisation de ce matériau comme jauge résistive.

Les chapitres 3 et 4 mettent l'emphase sur les paramètres d'activation, la fabrication et les tests expérimentaux des composites hybrides. Les nombreuses expériences en traction sur les fils AMF permettent de fixer les limites d'utilisation. Une prédéformation de 4% et un chauffage à 110 °C permettent d'obtenir une contrainte de compression de 470 MPa. Le respect de la procédure d'ensachage sous vide et les précautions spéciales prises lors de la fabrication permettent d'obtenir des composites hybrides uniformes et sans défauts visuels. La façon d'analyser et de caractériser les échantillons consiste à jumeler l'émission acoustique avec les tests de traction. Le concept de contrainte et déformation de détérioration permet de donner la limite

d'utilisation du composite. Similaire à la limite d'écoulement, ce point est à la base de l'analyse comparative entre les différents échantillons. Les résultats montrent une baisse d'environ 10% des performances du composite lors de l'intégration des AMF, tandis que l'activation des fils fait chauffer le composite et ramollit la matrice. Ces mauvaises performances mécaniques sont associées à une mauvaise conception et à l'augmentation de température. L'utilisation d'une résine dont le point de ramollissement se trouve sous la température d'activation des AMF est à bannir.

Aux chapitres 4 et 5, un modèle d'éléments finis a été créé, validé et testé avec succès. Le processus de dégradation est bien représenté dans les résultats. Tirée de la méthode d'analyse des résultats d'émission acoustique, une méthodologie similaire est utilisée avec les éléments finis afin de déterminer les contraintes et déformations de détérioration. Basée sur l'accumulation des bris d'éléments, cette nouvelle technique est confirmée par l'observation de la propagation des défauts. Les résultats confirment les conclusions des tests expérimentaux sur le manque de performance de la conception présente. Cependant, avec seulement 2,8 % volumique d'AMF dans le composite, des améliorations sont observées avec le modèle éléments finis. Une preuve que les travaux sont sur la bonne voie.

L'expertise acquise à travers les manipulations et les résultats de tests permettent d'émettre certaines suggestions pour la continuation du projet. Les futures structures devraient utiliser des préimprégnés dont les résines peuvent être utilisées à haute température sans influencer les propriétés mécaniques du composite. L'intégration de fils AMF de plus petit diamètre devrait réduire la concentration de contrainte et la formation de défauts. De plus, en augmentant la fraction volumique de 2,8 à environ 10% et en utilisant un AMF générant une plus grande contrainte, les performances observées seront majeures. Pour les simulations numériques, les délaminations devraient représenter encore plus fidèlement la réalité de rupture des composites. Enfin, ce travail n'apporte pas tous les résultats souhaités, mais par contre, un grand pas est franchi dans le développement de ces nouveaux matériaux.

Pour conclure ce mémoire, un article (annexe 5) et une présentation orale de ce travail ont été présentés à une conférence internationale sur les matériaux intelligents. Cet exposé fut fait le 14 octobre 2005 à Toronto au Canada lors du *Cansmart 2005*.

ANNEXE 1

**Programme pour la simulation de la détérioration d'une plaque de composite
avec des fils d'AMF encastés**

```

!écrire dans la ligne de texte d'Ansys:
!fil, 'déformation départ', 'incrément pour chaque solution'
!Sujet: analyse d'une plaque 8 plis avec fils encastres
!Auteur: François-Simon Gauthier
!Date: Février 2005
!commentaire: Plaque de composite trouée et avec fils

!Unités: Newton; millimètre; MPa

FINISH          ! sortir du module en cours
/CLEAR          ! Effacer tous les fichiers temporaires

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                                     Paramètres
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!

! Paramètres de conception (Géométrie)
L_Totale = 95
B         = 35.84
def_orm=0.01 ! activation des fils (0.01= non et 0.047 = oui))

!état des plis (1 = bon matériau)
lay1 = 1          ! 4 lorsque ce plis est brisé
lay2 = 1          ! 2 lorsque ce plis est brisé
lay3 = 1          ! 4 lorsque ce plis est brisé
lay4 = 1          ! 3 lorsque ce plis est brisé
epaisseur = 2.56
nb_plis = 8
TKNN = epaisseur/nb_plis ! ÉPAISSEUR D'UN Pli
PLI1 = 45          ! angle des plis
PLI2 = 90
PLI3 = -45
PLI4 = 0

!Paramètres de conception (Chargements)
deformation = arg1 ! départ de déformation
sautes = arg2      ! des incréments à chaque
                  ! solution
depl= L_Totale*deformation/2 ! convertir la déformation en
                  !déplacement (sur une ligne)

! Paramètres de conception (Propriétés des Matériaux)
E_X = 57762
E_Y = 3466
E_Z = 3466
PR_XY = 0.3
G_XY = 2413

! Limites de rupture (contraintes)
sxt=1600*3
syt=48.3*2.5

```



```
mp,ey,5,10e3
mp,PRXY,5,0.3
```

```
mp,ex,6,1 ! Fil d'AMF brisé
mp,ey,6,10000
mp,PRXY,6,0
```

```
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                               Définition des éléments
!                               matériaux, real constants et type d'éléments
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
```

```
ET,1,99
KEYOPT,1,5,2
KEYOPT,1,6,4 ! imprimer la déformation et la contrainte
KEYOPT,1,8,1
KEYOPT,1,10,2
```

```
R,1,nb_plis,1,2,1 ! Symétrie par rapport
! au plan milieu
RMODIF,1,13,lay1,PLI1,TKNN,lay2,PLI2,TKNN
RMODIF,1,19,lay3,PLI3,TKNN,lay4,PLI4,TKNN
tbdele,fail,1 ! Table pour critère de
rupture
TB,FAIL,1,1
TBTEMP,,crit
TBDATA,1,3,1 ! critère de Tsai-Wu
```

```
TBTEMP,t1,1
TBDATA,1, snxt,,snyt
TBDATA,4, ,snzt
TBDATA,7, snxy
TBDATA,10, sxt,,syt
TBDATA,13, ,szt
TBDATA,16, sxy
```

```
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                               Géométrie
!
!                               La plaque est symétrique par rapport à l'axe des Y
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
```

```
RECTNG,-Ltotale/2,0,-5.2,0
CYL4,0,0,0,0,3,360
ASBA,1,2
```

```
RECTNG,-Ltotale/2,0,-5.6,-5.2 ! Création de rectangles pour
RECTNG,-Ltotale/2,0,-6,-5.6 ! jumeler les noeuds
RECTNG,-Ltotale/2,0,-6.4,-6 ! du composite et des fils
```

```

RECTNG,-LTotal/2,0,-6.8,-6.4
RECTNG,-LTotal/2,0,-7.2,-6.8
RECTNG,-LTotal/2,0,-7.6,-7.2
RECTNG,-LTotal/2,0,-8,-7.6
RECTNG,-LTotal/2,0,-8.4,-8
RECTNG,-LTotal/2,0,-8.8,-8.4
RECTNG,-LTotal/2,0,-b/2,-8.8

```

```

NUMMRG,ALL, , , ,LOW

```

```

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                               Maillage
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!

```

```

TYPE,1      $ REAL,1          ! Attribution du type#1,
                                ! real#1 et mat#1 pour
                                ! l'élément

```

```

Lsel,s,loc,x,-(LTotal/4+5),-(LTotal/4-5)! lignes de fils AMF
Lsel,u,loc,y,0
Lsel,u,loc,y,-b/2
LESIZE,all,,,100,,,,,0
asel,all

```

```

Lsel,s,loc,x,0                ! bout des lignes de fils AMF
Lsel,a,loc,x,-LTotal/2
Lsel,r,loc,y,-5.2,-8.8
LESIZE,all,,,3,,,,,0
asel,all

```

```

Lsel,s,loc,x,-3,-.1          ! ligne du quart de cercle
LESIZE,all,,,26,.8,,,,,0
asel,all

```

```

Lsel,s,loc,x,-LTotal/2      ! ligne du bout gauche
Lsel,u,loc,y,-5.2,-8.8
LESIZE,all,,,12,,,,,0
asel,all

```

```

Lsel,s,loc,x,0              ! ligne du bout droit
Lsel,u,loc,y,-5.2,-8.8
LESIZE,all,,,30,.6,,,,,0
asel,all

```

```

Lsel,s,loc,y,0              ! ligne du haut et du bas
Lsel,a,loc,y,-b/2
LESIZE,all,,,80,,,,,0
asel,all
MSHAPE,0,2D
MSHKEY,0

```

```

AMESH,all
alls

type,5 $ real,8000 $ mat,5

Lsel,s,loc,x,-(LTotale/4+5),-(LTotale/4-5)! lignes de fils
Lsel,u,loc,y,-b/2
Lsel,u,loc,y,0
lmesh,all
asel,all

/PREP7
alls
LOCAL,11,0,0,0,0, , , ,1,1,
EMODIF,all,ESYS,11,
CSYS,0

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                               Chargement
!       La plaque est symétrique par rapport à l'axe des Y et des x
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!

!définition du plan de symétrie

alls
lsel,s,loc,y,0
Dl,all,,SYMM                               ! symétrie de l'axe x
lsel,s,loc,x,0
Dl,all,,SYMM                               ! symétrie de l'axe y
alls

nset,s,loc,x,-3                             ! Blocage du déplacement en z
nset,r,loc,y,0
d,all,uz,0

alls
nset,s,loc,x,-LTotale/2
d,all,uy,0
alls

FINISH !sortir du module prep7

!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!
!
!                               Résoudre
!
!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!

/solu !entrer dans le modul solution

*get,nb_elem,elem,0,count

```

```

        *get,elem_min,elem,0,num,min
        sortir = 0
    alls
    esel,s,real,,8000
    *get,nb_elem_fil,elem,0,count          ! Compter le nombre d'élément
    alls                                  ! fil
    bon_elem = nb_elem - nb_elem_fil

    *do,i,1,10
        *if,sortir,eq,1,then
            *exit
        *endif
    /solution

    DCUM,ADD,1,1,
    increm = (depl)+(i*sauts*LTotale/2)
    Lsel,s,loc,x,-LTotale/2,-(LTotale/2+5)! sélection de la ligne
    DL,all,,UX,-increm
    alls

    Solve
    parsav,all                            ! Sauver les paramètres
    finish

    /POST1
    parres                                ! restaurer les paramètres
    etable,1,nmisc,(4*nb_plis)+40        ! valeur du critère Tsai-wu
    elem_select=elem_min

    *do,j,1,bon_elem
        *get,s_rup,ETAB,1,elem,elem_select

        *if,s_rup,GT,1,then
            deplac_limite=increm*2/LTotale
            element_limite=j
            sortir = 1
            *exit
        *endif
        elem_select=ELNEXT(elem_select)
    *enddo
    finish
    *enddo

FINISH                                    !Sortir du module solu

/eshape,1
eplot
/POST1

etable,1,nmisc,(4*nb_plis)+40            ! valeur du critère Tsai-Wu
etable,2,nmisc,(4*nb_plis)+41            ! # du pli du critère Tsai-Wu
etable,3,nmisc,2*(nb_plis+1)+8          ! valeur Tsai-Wu pli #1

```

```

etable,4,nmisc,2*(nb_plis+2)+8      ! valeur Tsai-Wu pli #2
etable,5,nmisc,2*(nb_plis+3)+8      ! valeur Tsai-Wu pli #3
etable,6,nmisc,2*(nb_plis+4)+8      ! valeur Tsai-Wu pli #4
etable,7,nmisc,4                     ! contrainte interlaminaire
etable,8,nmisc,5                     ! entre ce plis
etable,9,nmisc,5                     ! et ce plis

/PREP7
  *do,i,1,bon_elem                   ! Boucle pour attribuer une
R,i,nb_plis,1,2,1                   ! real constant a chaque
RMODIF,i,13,lay1,PLI1,TKNN,lay2,PLI2,TKNN ! element
RMODIF,i,19,lay3,PLI3,TKNN,lay4,PLI4,TKNN
EMODIF,i,REAL,i
  *enddo

/POST1
  etable,6,nmisc,(4*nb_plis)+40     ! valeur du critère Tsai-Wu
  *do,1,1,bon_elem
    DETAB,1,6,1
  *enddo

/POST1
alls
accum_ul = 0
nselect,s,loc,x,0
*get,nb_node,node,0,count           ! Compte le nombre de noeuds
sélectionnés
*do,i,1,nb_node

*get,numb_er,node,0,NUM,min          ! le # du noeud le plus petit
*get,re_action,node,numb_er,rf,fx    ! valeur : réaction du noeud
accum_ul=accum_ul+re_action          ! additionner forces réaction
nselect,u,NODE,,numb_er              ! enlever le noeud de la
*enddo                                ! sélection

compteur=0
alls
elem_select=elem_min
  *do,i,1,bon_elem
    *get,s_rup2,ETAB,1,elem,elem_select

  *if,s_rup2,GT,1,then
/POST1
  *get,num_plis,ETAB,2,elem,elem_select
  compteur= compteur + 1

! créer la table: déformation, nb elements brise, contrainte
  DETAB,1,7,DEPLAC_LIMITE,compteur,accum_ul/(epaisseur*b/2)
  *get,chif_f,ETAB,6,elem,elem_select
  *if,num_plis,eq,1,then
    DETAB,i,6,chif_f+1
  *ELSEIF,num_plis,eq,2,then
    DETAB,i,6,chif_f+1

```

```

*ELSEIF,num_plis,eq,3,then
  DETAB,i,6,chif_f+1
*ELSEIF,num_plis,eq,4,then
  DETAB,i,6,chif_f+1
*endif
*endif
  elem_select=ELNEXT(elem_select)
*enddo

alls
elem_select=elem_min

*do,i,1,bon_elem
  *get,s_rup2,ETAB,1,elem,elem_select

  *if,s_rup2,GT,1,then

    *get,num_plis,ETAB,2,elem,elem_select
  /PREP7
  *if,num_plis,eq,1,then
    RMODIF,i,13,4 ! mettre matériau brisé au
  *ELSEIF,num_plis,eq,2,then ! bon pli
    RMODIF,i,16,2
  *ELSEIF,num_plis,eq,3,then
    RMODIF,i,19,4
  *ELSEIF,num_plis,eq,4,then
    RMODIF,i,22,3
  *endif
  *endif
  elem_select=ELNEXT(elem_select)
*enddo

/POST1
esel,s,real,,8000
etable,10,ls,1 ! Valeur de la contrainte
! axiale dans les fils

  *get,elem_minfil,elem,0,num,min
  elem_select2=elem_minfil
*do,k,1,nb_elem_fil
  *get,s_rup3,ETAB,10,elem,elem_select2
*if,s_rup3,GT,1000,then ! entrer dans le if pour les
! elements plus grand que
! 1000 MPa
/PREP7
emodif,elem_select2,mat,6 ! changer le matériau pour
*endif ! simuler le bris du fil.
elem_select2=ELNEXT(elem_select2)
*enddo

alls
/POST1
PLETAB,6,NOAV
!PRETAB,1,2,3,4,5,6,7,8,9

```

ANNEXE 2

Programme pour la gestion des boucles de la détérioration d'une plaque de composite avec des fils AMF encastrés

```

*do,1,1,10

/POST1

sauts = 0.0001                ! incréments à chaque solutions
alls
/PREP7
  sortir = 0
  *do,i,1,20
    *if,sortir,eq,1,then
      *exit
    *endif
/solution
  DCUM,ADD,1,1,
  increm = increm+(i*sauts*LTotale/2)
  Lsel,s,loc,x,-LTotale/2,-(LTotale/2+10)
!selection de la ligne
  DL,all,,UX,-increm
  alls
Solve
  parsav,all
    ! sauver les paramètres
  finish

/POST1
  parres                    ! reataurer les paramètres
  etable,1,nmisc,(4*nb_plis)+40
! valeur du critère Tsai-wu
  elem_select=elem_min

  *do,j,1,bon_elem
  *get,s_rup,ETAB,1,elem,elem_select

  *if,s_rup,GT,1,then

deplac_limite=increm*2/LTotale
  element_limite=j
  sortir = 1
  *exit
  *endif
  elem_select=ELNEXT(elem_select)
*enddo
  finish
*enddo

FINISH                    ! Sortir du module solu
/eshape,1
eplot
/POST1
  etable,2,nmisc,(4*nb_plis)+41 ! # du pli du critère Tsai-wu
  alls

```



```

        accum_ul = 0
        nsel,s,loc,x,0
        *get,nb_node,node,0,count          ! compte noeuds sélectionnés
    *do,i,1,nb_node
    *get,numb_er,node,0,NUM,min           ! le # du noeud le plus petit
        *get,re_action,node,numb_er,rf,fx      ! réaction du noeud
        accum_ul=accum_ul+re_action         ! additionner forces réaction
        nsel,u,NODE,,numb_er              ! enlever noeud sélection
    *enddo
    compteur=0

! créer la table: déformation, nb elements brise, contrainte
DETAB,1,7,increm*2/LTotale,compteur,accum_ul/(epaisseur*b/2)
    alls
    elem_select=elem_min
    *do,k,1,nb_elem

*get,s_rup2,ETAB,1,elem,elem_select
    *if,s_rup2,GT,1,then

*get,num_plis,ETAB,2,elem,elem_select
    compteur= compteur + 1
    DETAB,1,8,compteur                ! créer la table: nb éléments
                                        ! brisés, contrainte

    *get,chif_f,ETAB,6,elem,k
    *if,num_plis,eq,1,then
    DETAB,k,6,chif_f+1
    *ELSEIF,num_plis,eq,2,then
    DETAB,k,6,chif_f+1
    *ELSEIF,num_plis,eq,3,then
    DETAB,k,6,chif_f+1
    *ELSEIF,num_plis,eq,4,then
    DETAB,k,6,chif_f+1
    *endif
    *endif

    elem_select=ELNEXT(elem_select)
    *enddo
    alls
    elem_select=elem_min

    *do,k,1,nb_elem
    *get,s_rup2,ETAB,1,elem,elem_select
                                        *if,s_rup2,GT,1,then
    *get,num_plis,ETAB,2,elem,elem_select

/PREP7
    *if,num_plis,eq,1,then
    RMODIF,k,13,4                      ! matériau brisé au bon pli
    *ELSEIF,num_plis,eq,2,then
    RMODIF,k,16,2
    *ELSEIF,num_plis,eq,3,then
    RMODIF,k,19,4

```

```

*ELSEIF,num_plis,eq,4,then
  RMODIF,k,22,3
*endif
*endif
  elem_select=ELNEXT(elem_select)
*enddo

/POST1

esel,s,real,,8000
etable,10,ls,1 ! Valeur de la contrainte
axiale dans les fils

  *get,elem_minfil,elem,0,num,min
  elem_select2=elem_minfil
*do,k,1,nb_elem_fil
  *get,s_rup3,ETAB,10,elem,elem_select2
*if,s_rup3,GT,1000,then ! entrer dans le if pour les
elements plus grand que 1000 MPa
/PREP7
emodif,elem_select2,mat,6 ! changer le matériau pour
! simuler le bris du fil.
*endif
elem_select2=ELNEXT(elem_select2)
*enddo
alls

*enddo

/POST1

etable,3,nmisc,2*(nb_plis+1)+8 ! valeur du critère max.pour plis #1
etable,4,nmisc,2*(nb_plis+2)+8 ! valeur du critère max.pour plis #2
etable,5,nmisc,2*(nb_plis+3)+8 ! valeur du critère max.pour plis #3

alls
PLETAB,6,NOAV ! plot element table 6
!PRETAB,1,2,3,4,5,6,7,8,9

```

ANNEXE 3

Calcul de rupture d'une plaque de composite selon la théorie classique des stratifiés

Pour débiter, toutes les propriétés mécaniques utilisées dans les prochains calculs sont présentées dans les tableaux suivants. Ce sont les mêmes valeurs que ceux utilisés dans les simulations par éléments finis.

Tableau XXI

Propriétés mécaniques d'un pli de composite

E_1	$E_2 = E_3$	G12	ν_{12}
GPa	GPa	GPa	
57,8	3,5	2,4	0,3

Tableau XXII

Propriétés mécaniques des plis brisés

Angle pli brisé (degré)	E_1 GPa	E_2 GPa	E_3 GPa	G12 GPa	ν_{12}
90	57,8	1	3,5	1 e-5	0
45	1	1	3,5	1 e-5	0
0	1	3,5	3,5	1 e-5	0

Tableau XXIII

Contraintes ultimes utilisées pour le critère de rupture

S_L^+	S_T^+	S_Z^+	S_{LT}
MPa	MPa	MPa	MPa
4800	120,75	120,75	155,25

Le critère de rupture utilisé est basé sur les déformations maximales. Il faut donc calculer les déformations maximales permises lors d'une déformation dans la direction x ou 1, voir la figure 51, et ce, pour chaque orientation de pli.

Pour le pli à 0° :

$$\frac{S_L^+}{E_1} = \frac{4800}{57762} = 0,0831 = \varepsilon_x \text{ max.} = \varepsilon_L^+ \quad (3.1)$$

Pour le pli à 90° :

$$\frac{S_T^+}{E_2} = \frac{120,75}{3466} = 0,0348 = \varepsilon_x \text{ max.} = \varepsilon_T^+ \quad (3.2)$$

Pour le pli à 45° :

$$\frac{S_{LT}}{G_{12}} = \frac{155,25}{2413} = 0,0643 = \varepsilon_{LT} \quad (3.3)$$

Le pli à 45° brise lorsque la déformation en cisaillement atteint 6,43 %. Cependant, il faut traduire cette déformation de cisaillement en déformation dans la direction x, c'est-à-dire la direction de traction. Ce calcul s'effectue à l'aide d'une matrice de transformation. Il faut trouver ε_x dans l'équation suivante :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_{12} \end{Bmatrix} = [T'(\theta)] \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3.4)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ 0,0643 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos(45)^2 & \sin(45)^2 & \cos(45)\sin(45) \\ \sin(45)^2 & \cos(45)^2 & -\cos(45)\sin(45) \\ -2\cos(45)\sin(45) & 2\cos(45)\sin(45) & \cos(45)^2 - \sin(45)^2 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ -0,3 * \varepsilon_x \\ 0 \end{Bmatrix}$$

$$\text{En résolvant; } \varepsilon_x = \frac{0,0643}{1,3} = 0,0495 \quad (3.5)$$

En analysant les valeurs trouvées, on détermine l'ordre de rupture des plis tels que :

1^{ère} rupture : plis à 90° en traction transversale (rupture à travers la matrice)

2^{ème} rupture : plis à 45° en cisaillement (rupture de la matrice et des fibres)

3^{ème} rupture : plis à 0° en traction longitudinale (rupture des fibres et de la matrice)

Les calculs s'effectuent rapidement à l'aide d'une calculatrice programmable ou dans un logiciel de programmation. L'explication générale de la procédure de résolution débute par les équations d'un pli de composite avec la loi de Hooke générale dans le plan.

$$\{\varepsilon_{(1,2)}\} = [S]\{\sigma_{(1,2)}\} \quad (3.6)$$

en la développant, l'équation s'écrit :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad (3.7)$$

Pour un stratifié, la procédure consiste à le diviser par son plan milieu pour calculer l'épaisseur des différents plis comme sur la figure 62.

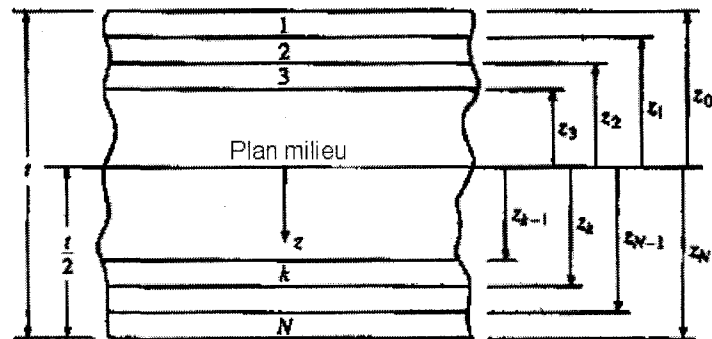


Figure 62 Description des différents plis de composite pour le calcul théorique

Où K représente le numéro du pli et z la distance du dessus ou dessous du pli par rapport au plan milieu. L'application des différentes manipulations matricielles permet ensuite de trouver la matrice des charges par unité d'épaisseur telle que montrée :

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \varepsilon_{xy}^0 \end{Bmatrix} \quad (3.8)$$

Avec A la matrice de rigidité en membrane

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^N \left(\bar{Q}_{ij} \right)_k (Z_k - Z_{k-1}) \quad (3.9)$$

$$\left[\bar{Q} \right]_k = [T(\theta)]_k^{-1} [Q]_k [T'(\theta)]_k \quad (3.10)$$

$$[Q]_k = [S]_k^{-1} \quad (3.11)$$

$$[T(\theta)]_k = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs \\ s^2 & c^2 & -2cs \\ -cs & cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix}_k \quad (3.12)$$

$$[T'(\theta)]_k = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & cs \\ s^2 & c^2 & -cs \\ -2cs & 2cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix}_k \quad (3.13)$$

Une fois la charge N_x déterminée pour une déformation imposée, il ne reste plus qu'à diviser ce résultat par l'épaisseur du stratifié pour trouver la contrainte nécessaire à la déformation. Lorsque le calcul a été fait pour une première déformation, causant la rupture des premiers plis, la même procédure est répétée pour la prochaine déformation de rupture tout en réglant la rigidité des plis brisés à une valeur proche de zéro. Ces opérations sont automatisées dans le programme *Matlab* se trouvant à l'annexe 4. En répétant ce processus lorsque les plis à 90° et ensuite ceux à 45° se brisent, les résultats obtenus sont les suivants :

Tableau XXIV

Résultats du calcul de rupture des différents plis de composite

# du test	angle plis brisés °	contrainte calculée MPa	déformation %	contrainte MPa
0		0	0	0
1	90	779,48	3,48	779,48
2	45	318,60	4,95	1098,08
3	0	487,70	8,31	1585,78

Le programme calcule la contrainte comme un ajout. Voilà pourquoi il faut additionner la contrainte du test précédent pour obtenir la vraie contrainte nécessaire à tracer la courbe contrainte déformation.

ANNEXE 4

Programme *Matlab* pour le calcul de rupture d'une plaque de composite

```

% début du programme
clear all
defo = 1; % # d'itération pour les ruptures
deformal=0.0348; % mettre 1er déformation calculé
deforma2=0.0495-deformal; % mettre 2eme déformation calculé
deforma3=0.0831-deforma2-deformal; % mettre 3eme déformation calculé
% ÉTAPE 1: Propriétés du matériel 1
E1 = 57.762e3; % MPa
E2 = 3.466e3; % MPa
G12 = 2.413e3; % MPa
nu12 = 0.3;
nu21 = nu12*E2/E1;

% ÉTAPE 1.2: Propriétés du matériel 2 (bris de la couche a 90 deg.)
E1_2 = 57.762e3; % MPa
E2_2 = 1; % MPa
G12_2 = 1e-5; % MPa
nu12_2 = 1e-10;
nu21_2 = nu12_2*E2_2/E1_2;

% ÉTAPE 1.3: Propriétés du matériel 3 (bris de la couche a 45 deg.)
E1_3 = 1; % MPa
E2_3 = 1; % MPa
G12_3 = 1e-5; % MPa
nu12_3 = 1e-10;
nu21_3 = nu12_2*E2_2/E1_2;

% Étape #2: Stratifié
strat = [45,90,-45,0,0,-45,90,45];

% # du matériau de chacun des plis 2 et 3 pour ceux brisés
identification = [1,1,1,1,1,1,1,1];
nombre_pli = length(strat);
t = 2.56; %épaisseur total du stratifié
z(1) = -1.28; %z0
z(2) = -0.96; %z1
z(3) = -.64; %z2
z(4) = -.32; %z3
z(5) = 0; %z4
z(6) = .32; %z5
z(7) = .64; %z6
z(8) = 0.96; %z7
z(9) = 1.28; %z8

% Étape #3: État de contrainte / déformation

Question = 1

% Question 1 % Question 2
Nx = 1; ex0 = 0.00343;
Ny = 0; ey0 = 0.004;
Nxy = 0; exy0 = 0.004;
Mx = 0; Kx = 0;

```

```

My = 0;           Ky = 0;
Mxy = 0;         Kxy = 0;

%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
%%      Question          Connu          Inconnu
%      1          Nx, Ny, Nxy, Mx, My, Mxy          ex0, ey0, exy0, Kx, Ky, Kxy
%      2          ex0, ey0, exy0, Kx, Ky, Kxy          Nx, Ny, Nxy, Mx, My, Mxy
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

mat1 = [E1,E2,nu12,nu21,G12];
mat2 = [E1_2,E2_2,nu12_2,nu21_2,G12_2];
mat3 = [E1_3,E2_3,nu12_3,nu21_3,G12_3];
fprintf('      E1          E2          nu12          nu21
G12\r%10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f\r',mat1);
fprintf('      E1          E2          nu12          nu21
G12\r%10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f\r',mat2);
fprintf('      E1          E2          nu12          nu21
G12\r%10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f  %10.2f\r',mat3);
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%

mat=[E1,E1_2,E1_3;E2,E2_2,E2_3;G12,G12_2,G12_3;nu12,nu12_2,nu12_3;nu21,
nu21_2,nu21_3];

for i = 1:nombre_pli
    teta(i) = strat(1,i)*pi/180;

S11 = 1/mat(1,identification(1,i));
S12 = -mat(4,identification(1,i))/mat(1,identification(1,i));
S21 = S12;
S22 = 1/mat(2,identification(1,i));
S66 = 1/mat(3,identification(1,i));
S = [S11 S12 0;S12 S22 0;0 0 S66];
Q = inv(S);

T=[(cos(teta(i)))^2, (sin(teta(i)))^2, 2*cos(teta(i))*sin(teta(i)); (sin(t
eta(i)))^2, (cos(teta(i)))^2, -2*cos(teta(i))*sin(teta(i));-
cos(teta(i))*sin(teta(i)), cos(teta(i))*sin(teta(i)), (cos(teta(i)))^2-
(sin(teta(i)))^2];
T_inverse = inv(T);
T_prime = transpose(T_inverse);
T_prime_inverse = inv(T_prime);

Q_bar = T_inverse*Q*T_prime;

% Matrice "A", "B" et "C"
A11_t(i) = Q_bar(1,1)*(z(i+1)-z(i));
A12_t(i) = Q_bar(1,2)*(z(i+1)-z(i));
A16_t(i) = Q_bar(1,3)*(z(i+1)-z(i));
A22_t(i) = Q_bar(2,2)*(z(i+1)-z(i));
A26_t(i) = Q_bar(2,3)*(z(i+1)-z(i));
A66_t(i) = Q_bar(3,3)*(z(i+1)-z(i));

B11_t(i) = Q_bar(1,1)*(z(i+1)^2-z(i)^2);

```

```

B12_t(i) = Q_bar(1,2)*(z(i+1)^2-z(i)^2);
B16_t(i) = Q_bar(1,3)*(z(i+1)^2-z(i)^2);
B22_t(i) = Q_bar(2,2)*(z(i+1)^2-z(i)^2);
B26_t(i) = Q_bar(2,3)*(z(i+1)^2-z(i)^2);
B66_t(i) = Q_bar(3,3)*(z(i+1)^2-z(i)^2);

D11_t(i) = Q_bar(1,1)*(z(i+1)^3-z(i)^3);
D12_t(i) = Q_bar(1,2)*(z(i+1)^3-z(i)^3);
D16_t(i) = Q_bar(1,3)*(z(i+1)^3-z(i)^3);
D22_t(i) = Q_bar(2,2)*(z(i+1)^3-z(i)^3);
D26_t(i) = Q_bar(2,3)*(z(i+1)^3-z(i)^3);
D66_t(i) = Q_bar(3,3)*(z(i+1)^3-z(i)^3);

end
format short g
A =
[sum(A11_t), sum(A12_t), sum(A16_t); sum(A12_t), sum(A22_t), sum(A26_t); sum(
A16_t), sum(A26_t), sum(A66_t)];
B=[0.5*sum(B11_t), 0.5*sum(B12_t), 0.5*sum(B16_t); 0.5*sum(B12_t), 0.5*sum(
B22_t), 0.5*sum(B26_t); 0.5*sum(B16_t), 0.5*sum(B26_t), 0.5*sum(B66_t)];
D=[(1/3)*sum(D11_t), (1/3)*sum(D12_t), (1/3)*sum(D16_t); (1/3)*sum(D12_t),
(1/3)*sum(D22_t), (1/3)*sum(D26_t); (1/3)*sum(D16_t), (1/3)*sum(D26_t), (1/
3)*sum(D66_t)];
E = [A,B;B,D];
E_inv = inv(E);

if Question == 1
    e0_K = inv(E) * [Nx;Ny;Nxy;Mx;My;Mxy]

for i = 1:nombre_pli
    teta(i) = strat(1,i)*pi/180;

S11 = 1/mat(1,identification(1,i));
S12 = -mat(4,identification(1,i))/mat(1,identification(1,i));
S21 = S12;
S22 = 1/mat(2,identification(1,i));
S66 = 1/mat(3,identification(1,i));
S = [S11 S12 0;S12 S22 0;0 0 S66];
Q = inv(S);
T=[(cos(teta(i)))^2, (sin(teta(i)))^2, 2*cos(teta(i))*sin(teta(i)); (sin(t
eta(i)))^2, (cos(teta(i)))^2, -2*cos(teta(i))*sin(teta(i)); -
cos(teta(i))*sin(teta(i)), cos(teta(i))*sin(teta(i)), (cos(teta(i)))^2-
(sin(teta(i)))^2)];
T_inverse = inv(T);
T_prime = transpose(T_inverse);
T_prime_inverse = inv(T_prime);
Q_bar = T_inverse*Q*T_prime;

ex_ey_exy_sup = e0_K(1:3,1)+z(i)*e0_K(4:6,1);
ex_ey_exy_inf = e0_K(1:3,1) + z(i+1)*e0_K(4:6,1);
sx_sy_txy_sup = (Q_bar*ex_ey_exy_sup)';
sx_sy_txy_inf = (Q_bar*ex_ey_exy_inf)';
nurero_du_pli = i;

```

```

contrainte_xy = [sx_sy_txy__sup;sx_sy_txy__inf];
contrainte_12 = T*[sx_sy_txy__sup]';
deformation_12 = S*contrainte_12;
end %for

else
    N_M = E * [ex0;ey0;exy0;Kx;Ky;Kxy]

for i = 1:nombre_pli
    teta(i) = strat(1,i)*pi/180;

S11 = 1/mat(1,identification(1,i));
S12 = -mat(4,identification(1,i))/mat(1,identification(1,i));
S21 = S12;
S22 = 1/mat(2,identification(1,i));
S66 = 1/mat(3,identification(1,i));
S = [S11 S12 0;S12 S22 0;0 0 S66];
Q = inv(S);
T=[(cos(teta(i)))^2, (sin(teta(i)))^2, 2*cos(teta(i))*sin(teta(i)));(sin(t
eta(i)))^2, (cos(teta(i)))^2, -2*cos(teta(i))*sin(teta(i));-
cos(teta(i))*sin(teta(i)), cos(teta(i))*sin(teta(i)), (cos(teta(i)))^2-
(sin(teta(i)))^2)];
T_inverse = inv(T);
T_prime = transpose(T_inverse);
T_prime_inverse = inv(T_prime);
Q_bar = T_inverse*Q*T_prime;

e0_K = [ex0;ey0;exy0;Kx;Ky;Kxy];
ex_ey_exy__sup = e0_K(1:3,1)+z(i)*e0_K(4:6,1);
ex_ey_exy__inf = e0_K(1:3,1) + z(i+1)*e0_K(4:6,1);
sx_sy_txy__sup = (Q_bar*ex_ey_exy__sup)';
sx_sy_txy__inf = (Q_bar*ex_ey_exy__inf)';
nurero_du_pli = i;
contrainte_xy = [sx_sy_txy__sup;sx_sy_txy__inf];
contrainte_12 = T*[sx_sy_txy__sup]';
deformation_12 = S*contrainte_12;
end %for

end %if

% Ex, Ey, Gxy et nuxy%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%
Ex = 1/(t*E_inv(1,1));
Ey = 1/(t*E_inv(2,2));
Gxy = 1/(t*E_inv(3,3));
nu_xy = -E_inv(1,2)/E_inv(1,1);
eta_xxy = E_inv(1,3)/E_inv(1,1);
eta_xyy = E_inv(2,3)/E_inv(3,3);
Efx = 12/(t^3*D(1,1));
Efy = 12/(t^3*D(2,2));
yy = [Ex,Ey,Gxy,nu_xy,eta_xxy,eta_xyy,Efx,Efy];
fprintf('      Ex      Ey      Gxy      nuxy      eta_xxy
eta_xyy      Efx      Efy\r%10.0f %10.0f %10.0f %10.2f %10.2f
%10.2f %10.2f %10.2f\r',yy)

```

```
%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%%  
kt=1+(2*((Ex/Ey)^(1/2)-nu_xy)+Ex/Gxy)^(1/2);  
e0__K(1,1);  
if defo==1  
reponse = deforma1/e0__K(1,1)/ t  
elseif defo == 2  
reponse = deforma2/e0__K(1,1)/ t  
else  
reponse = deforma3/e0__K(1,1)/ t  
end
```

ANNEXE 5

**Article paru et présenté à la conférence du Cansmart le 14 octobre 2005 à
Toronto**

manufacturing and quality control techniques. The crack propagation and the rupture behavior of composites are indeed not as well understood and predictable as they are for metals [1], hence the need for controlling the appearance of cracks and then, their propagation. For this reason and for obvious economic interests, health monitoring and flaw propagation control in aeronautical structures made of lightweight composite materials became a very fertile ground for research.

Shape memory alloys (SMA) can be used as sensors and actuators embedded in composite structures during the manufacturing process [2]. This double role has led some researchers to incorporate SMA wires into composites, with the goal of simultaneously detecting cracks and controlling their propagation [3,4]. This embedding procedure results in so-called smart composite materials. Shimamoto et al. [5] demonstrated the possibility of slowing down a crack propagating in an epoxy cylinder under fatigue cycling by heating, and thus activating, a TiNi wire. Also, Jang and Kishi [6] have shown the possibility of healing transverse cracks into carbon/epoxy composites by heating up TiNi wires embedded in the composite. Moreover, Jang et al. [4] manufactured and tested an intelligent structure made of carbon/epoxy and SMA wires. They found that such a system with adequate design parameters (particularly 3% pre-strain of wires and 10% wire volume fraction) could delay the onset of transverse cracks and consequently, the deterioration of the composite part. The authors also measured the variation of the wires' electrical resistance in the martensitic state while the composite was loaded. They obtained a mean gauge factor of about 7, and concluded that it would be possible to use pre-strained SMA sensors for detecting crack initiation, strain generation and damage.

This paper presents a numerical model of a composite plate with embedded SMA active elements. This model is based on the concept of using active SMA elements embedded in a composite structure to detect and control cracks. The model is then compared to the experimental results for validation.

METHODOLOGY

For this study, a composite plate under tensile loading, with a stress raiser and embedded SMA wires, is used, as shown in Fig. 1. The work is broken down into four steps: a) characterization of the materials and constituents used; b) development of the technology for the integration of the wire into the composite; c) finite element numerical modeling using Ansys software; and d) validation of the model using mechanical testing combined with acoustic emission analysis.

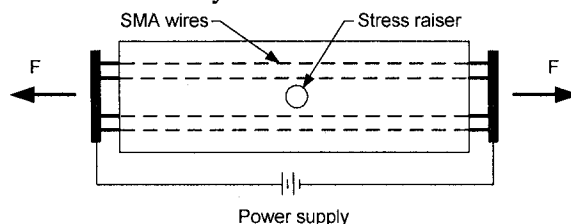


Fig. 1: Composite plate with a stress raiser and embedded SMA wires under tensile loading

Characterization of SMA wires as resistive sensors and active elements

a) SMA wires as resistive sensors

In accordance with work objectives, the SMA wires have to be characterized for use as resistive sensors in the martensitic state. All samples are made of Ti-50.31at.%Ni, 0.5 mm diameter wire, and are provided by Special Metals, NY, USA. The phase transformation temperatures measured using a Perkin-Elmer Pyris DSC are presented in Fig. 2: martensite start (M_s), martensite finish (M_f), austenite start (A_s) and austenite finish (A_f). As shown, when in service at $T < A_s$ (46.5°C), the wires work as resistive sensors in martensitic state; when heated up to $T > A_s$, martensite-austenite transformation occurs, and the wires work as actuators by generating recovery stresses.

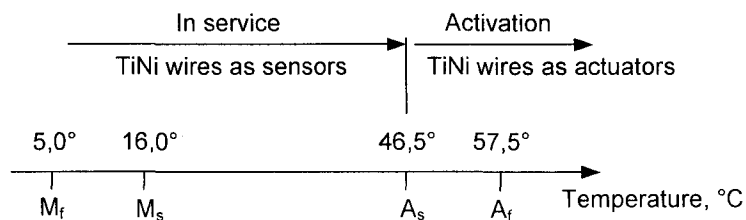


Fig. 2: Phase transformation temperatures and related temperature ranges for sensor/actuator functions for a Ti-50.31at.%Ni alloy \varnothing 0.5 mm wire

To determine the gauge factor of the TiNi wires, the electrical resistance of wire samples was measured under tensile loading. Prior to testing, the samples are heated at a temperature higher than A_f , and then cooled down to 0°C ($< M_f$) to obtain a self-accommodating martensite structure at ambient temperature. Tensile tests are then carried out on an EnduraTec machine and all electrical resistance measurements are done using a Keithley 2010 multimeter, providing an accuracy of 0.045% of measure. Elongation speed is set to 0.02 mm/s. Data acquisition is performed with a PC equipped with an acquisition card and LabView software.

b) SMA wires as active elements

The second part of the work consists in determining the stress generation capability of 0.4 mm diameter TiNi wires. To that end, constraint stress recovery testing is performed using an EnduraTec tensile machine. The steps are described as follows: a) clamping the sample into the grips; b) applying a 4% pre-strain to the sample and then releasing the load (a residual strain remains); c) blocking displacements and gradually increasing the temperature of the wire, from ambient temperature to 120°C at an average rate of $5^\circ\text{C}/\text{min}$; and d) measuring the generated stress as the temperature increases.

Characterization of epoxy resin and carbon fiber

The fiber layers are unidirectional carbon tape, 24 inches wide and weighing 10 oz per square yard. The resin and hardener are Miapoxy 100 and 95, respectively. Being a thermoset polymer, epoxy resin may or may not manifest a glass transition. This fact is very important since heating TiNi wires inside the composite could alter the epoxy properties. Thus, the existence of a glass transition temperature (T_g) was verified using a DSC test, at a rate of $10^\circ\text{C}/\text{min}$. The results revealed the presence of a T_g at 50°C , due to the curing process of the composite at T_{amb} .

Tensile tests were then been on 36 mm length samples of carbon fiber at a rate of 0.02 mm/s for determining their Young's modulus. The results showed a mean Young's modulus of 99 GPa, which is much lower than the handbook value of 220 GPa. This fiber is thus not really representative of aerospace materials, but is retained as well for the preliminary evaluation of the system and the validation of the numerical model.

Development of the wire integration technology into the composite

An 8x12-inch plate is manufactured through a hand lay-up of unidirectional carbon fiber and epoxy resin, with curing at ambient temperature under vacuum. The stacking sequence is $[\text{45}/\text{90}/\text{-45}/\text{0}]_s$, and 20 TiNi wires (0.4 mm diameter) are embedded in a neutral plane of the plate. The wires are clamped on both ends using a special clamping device in order to avoid shrinkage during the curing process. Figs. 3 a) and b) respectively show the composite plate with the clamping device and the specimen. The specimen is then cut using a diamond saw, clamped between two plexiglass plates, and a 6 mm diameter hole is drilled in the middle of the specimen using a diamond drill.

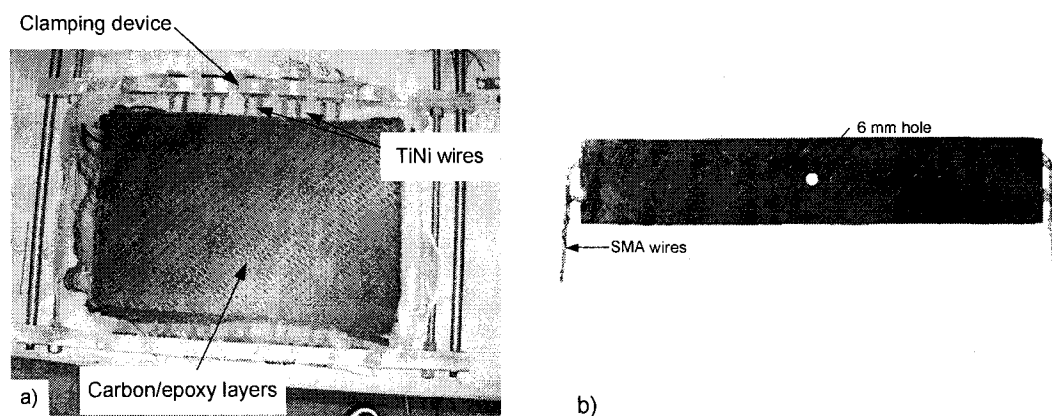


Fig. 3: a) Laminate after curing process with the clamping device for TiNi wires; b) final specimen

Numerical modeling

a) Model description

A finite element numerical model is developed using Ansys commercial software for evaluating the effect of embedding SMAs into the composite. The model is built with SHELL99 finite elements for carbon/epoxy and LINK1 for TiNi wires. SHELL99 is a linear layered structural shell with 8 nodes, and with 6 degrees of freedom (DOF) at each node. LINK1 is a uniaxial tension-compression element with 2 DOFs at each of its 2 nodes. The shell element is set to have 8 layers and one element through thickness. The model is rectangle-shaped, and has the following dimensions (in mm): 95 length x 35.84 width x 2.56 thickness. These dimensions represent only a quarter of the entire model, allowing us to benefit from symmetry conditions. Fig. 4 shows an example of the model with 10 embedded SMA wires on each side of the $\varnothing 6$ mm central hole. The model contains about 5000 elements, and the mesh is refined near the hole. From the given dimensions, four different cases are modeled, each containing different features, as described in Table 1.

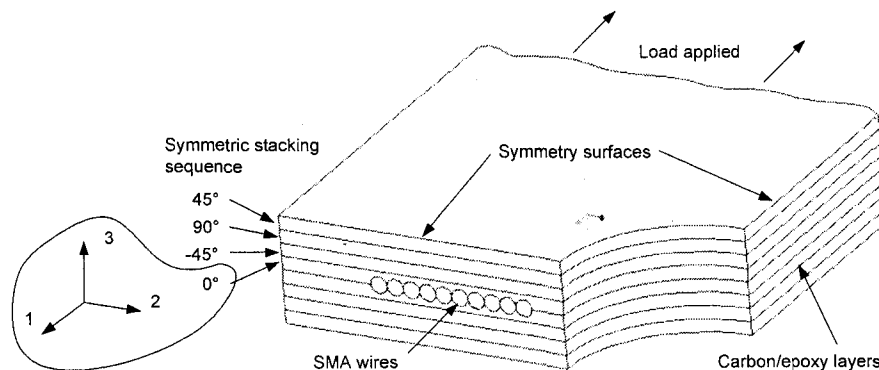


Fig. 4: One-quarter of the model with a hole and TiNi wires

Table 1: Description of the four models tested with different features

Features	Models			
	1	2	3	4
SMA wires	no	no	yes	yes*
$\varnothing 6$ mm hole	no	yes	yes	yes

* heated SMA wires

The reasons for using different models can be explained as follows:

- Model 1: Carbon/epoxy only, plain specimen – to evaluate the mechanical behavior of the composite under tensile loading;
- Model 2: Specimen with a hole – the hole is used as a stress raiser, in order to localize a zone of crack initiation;
- Model 3: With a hole and passive SMA wires – to verify the influence of embedding metallic wires on the mechanical properties of the composite;

- Model 4: With a hole and active SMA wires – to validate the concept of delaying the complete rupture of the part when shape memory effect is exploited.

The Young's modulus (E_{xx}), Poisson's ratio (ν_{xx}) and shear modulus (G_{xx}) of the laminate are listed in Table 2, with the subscripts referring to the coordinate system shown in Fig. 4 for 0° layer.

Table 2: Mechanical properties of the laminate in the numerical model

E_1	E_2, E_3	$\nu_{12,13,23}$	$G_{12,13,23}$
GPa	GPa	-	GPa
57,762	3,466	0,3	2,621

b) Algorithm

Tensile loading is applied incrementally as a surface force on a line. At each step, a maximum allowed failure stress criterion is verified. When an element satisfies the failure criterion, its rigidity is then forced to a near zero value in order to model a local loss of integrity. The load is then incremented, and the procedure is repeated until the part fails completely. The number of broken elements H is recorded and accumulated as long as the model is loaded, and this number is plotted as a function of strain ϵ . The parameter $H(\epsilon)$ then represents an instantaneous damage state of the part.

An example of the damage evolution is shown in Fig. 5a, for a part with a hole but without wires. From this picture, one can observe that the rupture begins on the edge of the hole and propagates through the width, up to the free edge of the model. Fig. 5b shows the accumulation of the number of broken elements as a function of strain $H(\epsilon)$, together with a stress-strain curve of the tested model $\sigma(\epsilon)$. Combining such two curves allows the determination of an onset deterioration stress and strain [7]. To that end, a line is traced through the points corresponding to 20% and 80% of the number of broken elements on $H(\epsilon)$, and at the point where this line intersects with the strain axis, this strain is defined as ϵ_d . The deterioration stress σ_d is then found from $\sigma(\epsilon_d)$. The intersection of the vertical line and $H(\epsilon)$ in Fig. 5b is the knee point A, where the damage begins to progress drastically. The parameters σ_d and ϵ_d will be used to compare different models and to evaluate the influence the embedding of SMA wires has on composite performance.

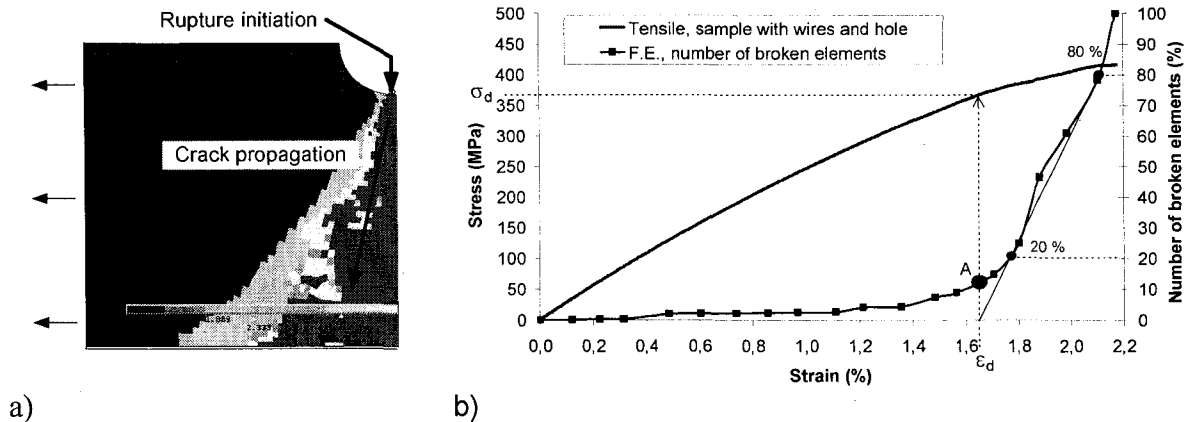


Fig. 5: a) Example of damage propagation in the laminate; b) Number of broken elements as a function of strain, $H(\epsilon)$; stress-strain curve of the whole structure $\sigma(\epsilon)$

Experimental validation using combined mechanical testing and acoustic emission technique

In order to determine the real mechanical properties of the laminate and to validate the numerical model, tensile tests are performed in accordance with ASTM D5766 [8] on the carbon/epoxy specimens using an MTS 810 testing machine. The dimensions are as discussed in the previous section and the same four types of specimens are used. SMA wires are activated by electrical resistance heating.

Simultaneously to tensile testing, the damage evolution is recorded using the acoustic emission technique (AE). The AEwin for DiSP software and the data acquisition device are provided by Physical Acoustics Corporation. With this technology used in parallel with the tensile testing, the number of elementary breakages (counts) into the composite can be plotted as a function of time and then strain, $C(\epsilon)$. The parameters σ_d and ϵ_d are then determined from the combined analysis of $C(\epsilon)$ and $\sigma(\epsilon)$ curves using the same methodology as for the finite elements model (see Fig. 5b).

RESULTS

Characterization of TiNi wires as resistive sensors

Since the use of wires as sensors implies the measurement of an electrical resistance variation while the sensor is deformed, the gauge factor of these wires must be determined. The gauge factor is defined as the quotient of the variation of the electrical resistance and strain, as expressed in the following equation:

$$G = \frac{dR/R}{\epsilon_l} \approx \frac{\Delta R/R}{\epsilon_l} \quad (1)$$

Fig. 6 shows an example of stress and electrical resistance curves as functions of strain applied.

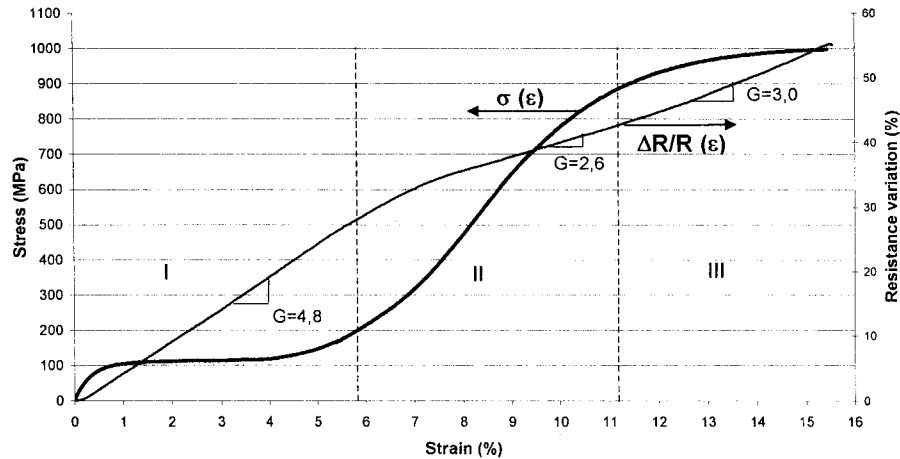


Fig. 6: Stress-strain and electrical resistance curves of a 0.5 mm TiNi wire under tensile loading at a 0.02 mm/s rate

In Fig. 6, three distinct regions can be observed on both curves, each corresponding to specific conditions of the SMA material in the martensitic state:

- Region I: reorientation of martensite variants
- Region II: elastic deformation of the reoriented martensite
- Region III: plastic deformation of the reoriented martensite

On the electrical resistance curve, the slope of the curve represents the gauge factor, G . Since each region of this curve presents a different slope, it is obvious that the wires should be used in a strain range under 6%, in order to benefit from the higher G . An arithmetic mean made on 6 samples provided a gauge factor of 4.8 for the wire used, which is significantly lower than the $G \approx 7$ value reported in [4], probably because of the difference in measuring techniques and chemical composition of the material. Nonetheless, a gauge factor of 4.8 is comparable to what is available with the best materials for strain gauges, such as Platinum-Iridium ($G = 5.1$) [9].

Characterization of TiNi wires as actuators

Figs. 7 a) and b) show generated stress as a function of strain and temperature, respectively.

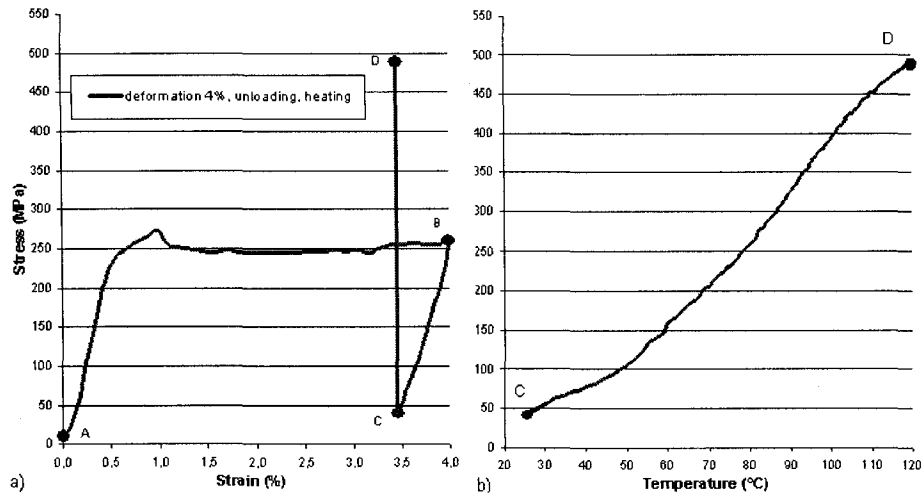


Fig. 7: Generated stress for 0.4 mm TiNi wire as a function of a) strain, and b) temperature for a 4% pre-strain

In Fig. 7a, the path A-B-C represents the loading-unloading cycle with residual strain, whereas the path C-D represents the stress generation phenomenon. A pre-strain of 4% was chosen, being slightly less than the 6% strain limit recommended in the previous section. The temperature target was set at 110°C in order to limit the influence on carbon/epoxy properties when activating the TiNi shape memory effect. From Fig. 7b, at 110°C the samples are generating a stress of about 450 MPa. Consequently, this value represents the stress generating capability of the embedded wires.

Numerical modeling

The results for the deterioration stress and strain are listed in Table 3.

Table 3: Numerical results

models	specimen	deterioration stress (σ_d) MPa	deterioration strain (ϵ_d) %	ultimate strength (σ_u) MPa	Young Modulus GPa
1	Without hole	435	1,95	525	22,2
2	With hole	176	0,8	211	21,9
3	With passive wires	171	0,73	252	23,24
4	With active wires	277	1,22	350	22,7

Table 3 shows an expected behavior of the numerical model. Indeed, adding a hole to the specimen causes σ_d , ϵ_d and σ_u to decrease because of the stress concentration effect. In addition, embedding SMA wires does not significantly affect the composite performance, whereas activating the wires allows an enhancement of 57% for σ_d , 52% for ϵ_d and 66% for σ_u , when compared to the second model.

Experimental validation

The results for the deterioration stress and strain, obtained from the tensile tests, are listed in Table 4.

Table 4: Experimental results

models	specimen	deterioration stress (σ_d) MPa	deterioration strain (ϵ_d) %	ultimate strength (σ_u) MPa	Young Modulus GPa
1	Without hole	450	2,1	548	23,3
2	With hole	412,3	1,86	495	23,9
3	With passive wires	369,6	1,67	416	22,7
4	With active wires	335,1	1,95	351,4	19,5

From this table, it can be observed that both adding a hole and embedding wires into a composite structure seem to alter its performance. Indeed, the comparison of samples with and without wires shows a decrease in σ_d , ϵ_d and σ_u . Similarly, the deterioration stress, the ultimate strength and the Young's modulus are reduced as the SMA wires are activated, as compared to model 2.

DISCUSSION

The results obtained with the numerical model are encouraging as expected: the addition of a stress raiser significantly alters the sample's performance, whereas compressive stresses resulting from the activation of SMA wires improve both performance parameters σ_d and ϵ_d . These observations indicate that the model is representative of the rupture phenomenon of layered composites. This also demonstrates a theoretical advantage of generating compressive stresses into a layered composite under tensile loading using embedded active elements.

Concerning the experimental results, embedding passive SMA wires in the composite has a slightly negative effect on performance since σ_d , ϵ_d and σ_u show about a 10% decrease. This is due to the stress concentration effect of integrating wires into the composite. Moreover, contrarily to what was expected, activating SMA wires causes the composite to be less resistant. Since a loss of about 25% in both performance parameters σ_d and σ_u is observed, it is clear that the resin used in the manufacture of the composite softens significantly when temperature is increased. This softening phenomenon decreases the local rigidity of the composite and alters bonding properties between the wires and epoxy.

Taking these negative effects into account, it appears that the success of such a smart system lies in a compromise and optimization. Thus, the diameter of SMA wires must be as small as possible in order to limit the stress concentration, but large enough to generate sufficient recovery stresses. In this work, the 20 wires generate only 1.2 kN, whereas the composite failure onset is noticed at about 40 kN. Thus, their number should be increased up to a volume fraction near 10%, which is an effective volume content according to [4].

Due to the differences existing between the results of the numerical model and the tensile tests, the model is only partially validated with this study. The effect of temperature should be implemented in the numerical model for getting closer to the real context. An optimization work is also necessary in order to improve the embedding technology: to increase the adherence between wires and epoxy, and to decrease the stress concentration caused by the wires. Also, the use of prepregs should be considered in future work for limiting the impact of the temperature sensitivity of the composite.

CONCLUSION

In this paper, a preliminary study for the development of a numerical model for the optimization of damage controlling carbon/epoxy composites containing SMA wires is presented. The results have been compared to tensile tests in order to validate the model. The numerical model demonstrates that both deterioration stress (σ_d) and strain (ϵ_d) are enhanced with the activation of SMA wires, as expected. On the contrary, experimental testing demonstrated a loss in performance when embedding and activating wires in the composite. Because of these differences between numerical modeling and tensile testing, the model is only partially validated with this study.

In future work, efforts will be made to characterize and test prepreg carbon/epoxy composites following the same procedure as discussed in this paper. Optimization work will be done for improving the technology of embedding wires into a composite material. Also, the effect of temperature on the mechanical properties of the composite will be implemented in the numerical model.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank CRIAQ for their financial support in this project.

REFERENCES

1. Staszewski, W., C. Boller, and G. Tomlinson, eds. *Health monitoring of aerospace structures, smart sensor technologies and signal processing*. 2004, John Wiley and Sons: Chichester. 266.
2. Otsuka, K. and C.M. Wayman, eds. *Shape memory materials*. 1998, Cambridge University Press: Cambridge. 284.
3. Parthenios, J., G.C. Psarras, and C. Galiotis, *Adaptive composites incorporating shape memory alloy wires. Part 2: Development of internal recovery stresses as a function of activation temperature*. *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2001. **32**(12): p. 1735-1747.

4. Jang, B.-K., et al. *Thermomechanical characterization and development of SMA embedded CFRP composites with self-damage control*. in *Smart Structures and Materials: Active Materials: Behavior and Mechanics, Mar 18-21 2002*. 2002. San Diego, CA, United States: The International Society for Optical Engineering.
5. Shimamoto, A., H.Y. Zhao, and H. Abe, *Fatigue crack propagation and local crack-tip strain behavior in TiNi shape memory fiber reinforced composite*. *International Journal of Fatigue*, 2004. **26**(5): p. 533-542.
6. Jang, B.-K. and T. Kishi, *Thermomechanical response of TiNi fiber-impregnated CFRP composites*. *Materials Letters*, 2005. **59**: p. 2472-2475.
7. Mitchell, J.R., *Standard test to quantify the knee in the Acoustic Emission vs. load as a material parameter for composites*. 1989, Physical Acoustics Corporation: New Jersey.
8. ASTM-D5766/D5766M-02a, *Standard Test Method for Open Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates*. ASTM International, 2005.
9. Efundu, *Sensitivity of Strain Gage Wire Materials*. Retrieved July 2005, from <http://www.efunda.com>.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Dastin, S. J. (1986). *Aircraft composite materials and structures*. Bethpage, N.Y.: Grumman.
- [2] Hoskin, B. C., & Baker, A. A. (1986). *Composite materials for aircraft structures*. New York, N.Y.: American Institute of Aeronautics and Astronautics.
- [3] Gibson, R. F. (1994). *Principles of composite material mechanics*. New York, N.Y.: McGraw-Hill.
- [4] Mazumdar, S. K. (2002). *Composites manufacturing materials, product, and process engineering Sanjay K. Mazumdar*. Boca Raton, Fla.: CRC Press.
- [5] Berthelot, J.-M. (1992). *Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures*. Paris: Masson.
- [6] Bailon, J.-P., & Dorlot, J.-M. (2000). *Des matériaux* (3e éd. ed.). Montréal: Presses internationales Polytechnique.
- [7] Schey, J. A. (2000). *Introduction to manufacturing processes* (3rd ed.). Boston, Mass.: McGraw-Hill.
- [8] Trotignon, J.-P., Verdu, J., Dobraczynski, A., & Piperaud, M. (1996). *Précis de matières plastiques structures-propriétés, mise en oeuvre et normalisation* (Nouv. éd. ed.). Paris: Association française de normalisation F. Nathan.
- [9] Sichina, W. J. (2000). *Characterization of epoxy resins using DSC*. Retrieved 13 juin 2005, from www.perkinelmer.com
- [10] Symposium on Toughened Composites, Johnston, N. J., & American Society for Testing and Materials. Committee D-30 on High Modulus Fibers and Their Composites. (1987). *Toughened composites Symposium on Toughened Composites sponsored by ASTM Committee D-30 on High Modulus Fibers and Their Composites, Houston, Texas, 13-15 March 1985*. Philadelphia, Pa.: American Society for Testing and Materials.
- [11] Newaz, G. M. (1991). *Delamination in advanced composites*. Lancaster, Pa.: Technomic.
- [12] Hertzberg, R. W. (1996). *Deformation and fracture mechanics of engineering materials* (4th ed.). New York, N.Y.: J. Wiley and Sons.
- [13] Staszewski, W. J., Boller, C., & Tomlinson, G. R. (2004). *Health Monitoring of Aerospace Structures*. England: Wiley.

- [14] Summerscales, J. (1987). *Non-destructive testing of fibre-reinforced plastics composites*. London, Angleterre: Elsevier Applied Science.
- [15] Brailovski, V., Prokoshkin, S., Terriault, P., Trochu, F. (Ed.). (2003). *Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Application* (1ère ed.). Montréal: École de Technologie Supérieure.
- [16] Li, Y., Cui, L.S., Xu, H.B., Yang, D.Z. (2003). Constrained phase-transformation of a TiNi shape-memory alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A(February), 219-223.
- [17] Duerig, T. (1990). *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. London: Butterworth-Heinemann.
- [18] Demers, V. (2004). *Étude de l'influence des traitements thermomécaniques sur les propriétés des alliages à mémoire de formes Ti-50.0at.%Ni et Ti-50.7at.%Ni*. École de technologie supérieure, Montréal.
- [19] Rogers, C., Liang, C., & Li, S. (1991). *Active damage control of hybrid material systems using induced strain actuator*. Paper presented at the Proceedings of the 32nd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Apr 8-10 1991, Baltimore, MD, USA.
- [20] Shimamoto, A., Zhao, H. Y., & Abe, H. (2004). Fatigue crack propagation and local crack-tip strain behavior in TiNi shape memory fiber reinforced composite. *International Journal of Fatigue*, 26(5), 533-542.
- [21] Lau, K.-T., Chan, A. W.-L., Shi, S.-Q., & Zhou, L.-M. (2002). Debond induced by strain recovery of an embedded NiTi wire at a NiTi/epoxy interface: Micro-scale observation. *Materials and Design*, 23(3), 265-270.
- [22] Poon, C.-K., Zhou, L.-M., & Yam, L.-H. (2004). Size effect on the optimum actuation condition for SMA-composites. *Composite Structures*, 66(1-4), 503-511.
- [23] Poon, C.-k., Lau, K.-t., & Zhou, L.-m. (2005). Design of pull-out stresses for prestrained SMA wire/polymer hybrid composites. *Composites Part B: Engineering*, 36(1), 25-31.
- [24] Jang, B.-K., Xu, Y., Oishi, R., Nagai, H., Yoshida, H., Akimune, Y., et al. (2002). *Thermomechanical characterization and development of SMA embedded CFRP composites with self-damage control*. Paper presented at the Smart Structures and Materials: Active Materials: Behavior and Mechanics, Mar 18-21 2002, San Diego, CA, United States.
- [25] Zhang, W., Kim, J., & Koratkar, N. (2003). Energy-absorbent composites featuring embedded shape memory alloys. *Smart Materials and Structures*, 12(4), 642-646.

- [26] Xu, Y., Otsuka, K., Yoshida, H., Nagai, H., Oishi, R., Horikawa, H., et al. (2002). A new method for fabricating SMA/CFRP smart hybrid composites. *Intermetallics*, 10(4), 361-369.
- [27] Xu, Y., Otsuka, K., Nagai, H., Yoshida, H., Asai, M., & Kishi, T. (2003). A SMA/CFRP hybrid composite with damage suppression effect at ambient temperature. *Scripta Materialia*, 49(6), 587-593.
- [28] Ogisu, T., Nomura, M., Andou, N., Takaki, J., Song, D.-Y., & Takeda, N. (2000). *Development of damage suppression system using embedded SMA foil sensor and actuator*. Paper presented at the Smart Structures and Materials 2000 - Industrial and Commercial Applications of Smart Structures Technologies, Mar 7-Mar 9 2000, Newport Beach, CA, USA.
- [29] Jang, B.-K., Koo, J.-H., Toyama, N., Akimune, Y., & Kishi, T. (2001). *Influence of lamination direction on fracture behaviour and mechanical properties of TiNi SMA wire embedded CFRP smart composites*. Paper presented at the Smart Structures and Materials 2001-Modeling, Signal Processing, and Control in Smart Structures-, Mar 5-8 2001, Newport Beach, CA.
- [30] Schrooten, J., Tsoi, K. A., Stalmans, R., Zheng, Y., & Sittner, P. (2001). *Comparison between generation of recovery stresses in shape memory wires and composites: Theory and reality*. Paper presented at the Smart Materials, Dec 13-15 2000, Melbourne, VIC.
- [31] Sittner, P., & Stalmans, R. (2000). Developing hybrid polymer composites with embedded shape-memory alloy wires. *JOM*, 52(10), 15-20.
- [32] Sittner, P., Michaud, V., & Schrooten, J. (2002). Modelling and material design of SMA polymer composites. *Materials Transactions*, 43(5), 984-993.
- [33] Bruck, H. A., & Moore, C. L. (1999). Mechanical characterization of shape memory alloy composites for designing smart structures. *American Society of Mechanical Engineers, Aerospace Division (Publication) AD Adaptive Structures and Material Systems - 1999 (The ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition)*, Nov 14-Nov 19 1999, 59, 99-103.
- [34] Bruck, H. A., & Moore, C. L. (2000). Mechanical Characterization and Design of Shape Memory Alloy Composites for Functionally Graded Adaptive Structures. *American Society of Mechanical Engineers, Aerospace Division (Publication) AD*, 60, 103-110.
- [35] Auricchio, F., & Petrini, L. (2004). A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations: Thermomechanical coupling and hybrid composite applications. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 61(5), 716-737.

- [36] Kim, C., Park, B.-S., & Goo, N.-S. (2002). Shape changes by coupled bending and twisting of shape-memory-alloy-embedded composite beams. *Smart Materials and Structures*, 11(4), 519-526.
- [37] Turner, T. L. (2001). *Experimental validation of a thermoelastic model for SMA hybrid composites*. Paper presented at the Smart Structures and Materials 2001-Modeling, Signal Processing, and Control in Smart Structures-, Mar 5-8 2001, Newport Beach, CA.
- [38] Turner, T. L. (2000). *Dynamic response tuning of composite beams by embedded shape memory alloy actuators*. Paper presented at the Smart Structures and Materials 2000 - Industrial and Commercial Applications of Smart Structures Technologies, Mar 7-Mar 9 2000, Newport Beach, CA, USA.
- [39] Turner, T. L. (2000). A new thermoelastic model for analysis of shape memory alloy hybrid composites. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 11(5), 382-394.
- [40] Omega. *Transactions in measurement and control, volume 3 Force-related measurements*. Retrieved juillet, 2005, from www.omega.com
- [41] Efundu. *Strain gages*. Retrieved juillet, 2005, from www.efunda.com
- [42] ASTM. (2000). Standard test method for transformation temperature of nickel-titanium alloys by thermal analysis. *ASTM, F 2004-00*, 1473-1474.
- [43] Fiber_Cote. (2005). *Sélection des résines utilisées dans les préimprégnés*, Septembre 2005, from <http://www.fibercote.com>
- [44] Mallick, P. K., & NetLibrary Inc. (1997). *Composites engineering handbook*. New York: M. Dekker.
- [45] AE Tech, A. E. T. (2005). *Contrôle non destructif par émission acoustique*.
- [46] Mitchell, J. R. (1989). *Standard test to quantify the knee in the AE vs. load as a material parameter for composites*. New Jersey: Physical acoustics corporation.
- [47] Materials Sciences Corporation, U.S. Army Research Laboratory, & American Society for Testing and Materials. (1997). *The composite materials handbook-MIL 17*. Lancaster, Pa.: Technomic.
- [48] Yen, C.-F., Cassin, T., Patterson, J., & Triplett, M. (1998). *Progressive failure analysis of thin walled composite tubes under low energy impact*. Paper presented at the Proceedings of the 1998 39th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference and Exhibit and AIAA/ASME/AHS Adaptive Structures Forum. Part 1 (of 4), Apr 20-23 1998, Long Beach, CA, USA.