

ÉREÉCOLE 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
Louis-Alexandre GÉNÉREUX

EFFET DE L'USINAGE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TENSION ET
CONTRÔLE NON-DESTRUCTIF DES MATÉRIAUX COMPOSITES

MONTREAL, LE 4 DÉCEMBRE 2012

©Tous droits réservés, Louis-Alexandre Généreux, 2012

©Tous droits réservés

Cette licence signifie qu'il est interdit de reproduire, d'enregistrer ou de diffuser en tout ou en partie, le présent document. Le lecteur qui désire imprimer ou conserver sur un autre media une partie importante de ce document, doit obligatoirement en demander l'autorisation à l'auteur.

PRÉSENTATION DU JURY
CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Martin Viens, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Gilbert Lebrun, codirecteur de mémoire
Département de génie mécanique à l'université du Québec à Trois-Rivières

M. Jean-François Chatelain, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Mme Martine Dubé, 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 NOVEMBRE 2012

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

J'aimerais tout d'abord remercier le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada (CRSNG), l'organisme Nano Québec ainsi que MITACS pour leur support financier.

Je tiens aussi à remercier mes directeurs de recherche, M. Martin Viens de l'ÉTS et M. Gilbert Lebrun de l'UQTR, pour leur écoute, leur soutien et leurs précieux conseils. J'ai énormément profité de votre expérience et de vos connaissances. Merci aussi au professeur Jean-François Chatelain de l'ÉTS qui a dirigé ce projet de façon exemplaire et qui m'a offert de nombreuses opportunités.

J'aimerais également remercier l'Institut des Matériaux Industriels de Boucherville (IMI-CNRC) ainsi que M. Harold Hébert pour l'utilisation de leur système d'inspection par ultrasons.

J'aimerais aussi mentionner l'apport de mes collègues Justin Lance, Sébastien Bérubé ainsi que de l'auxiliaire de recherche Imed Zagbani entre autres pour leur aide sur l'usinage des plaques avec la machine à commande numérique.

Finalement, je veux remercier ma famille qui m'a encouragé et soutenu tout au long de mes études. Ils ont su me motiver lors des moments plus difficiles et sans eux, je ne serais pas là où j'en suis présentement.

EFFET DE L'USINAGE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TENSION ET CONTRÔLE NON DESTRUCTIF DES MATÉRIAUX COMPOSITES

Louis-Alexandre GÉNÉREUX

RÉSUMÉ

Le présent travail a pour principal but d'évaluer l'impact du procédé de détournage par fraisage sur l'intégrité d'un composite laminé de type carbone/époxy à plis unidirectionnels. L'usinage de type fraisage, souvent utilisé pour la finition de structures en composites, cause un certain endommagement sous la forme de cratères, de fissures et de dégradation thermique de la matrice. Ici, deux approches sont utilisées pour qualifier et quantifier l'importance de ces dommages, la première concerne l'utilisation de deux méthodes de contrôle non destructif (inspection par ultrasons et thermographie pulsée) et la deuxième consiste à évaluer les dommages en mesurant leurs influences sur les propriétés mécaniques des pièces usinées. Les deux méthodes de contrôle non destructif sont d'abord évaluées sur des échantillons comportant des défauts artificiels et sont ensuite utilisées sur des échantillons usinés comportant des dommages réels. Les résultats montrent que seule la technique d'inspection par ultrasons a permis la détection et la quantification des dommages d'usinage, mais seulement dans le cas où les dommages se retrouvent en surface de la pièce, près des premiers plis. L'étendue des dommages dépend surtout de l'orientation des fibres du premier pli par rapport à la direction de coupe. Les inspections par ultrasons sont aussi accompagnées d'observations au microscope électronique à balayage. Dans la deuxième approche, des essais de traction quasi-statique sont réalisés sur des échantillons préparés selon trois méthodes différentes, c'est-à-dire par découpe à la scie abrasive au diamant, découpe à la scie suivie d'un ponçage et finalement par fraisage. Les résultats démontrent que les dommages causés par le fraisage ne sont pas suffisamment importants pour influencer la contrainte ultime et le module d'élasticité. Malgré cela, il serait intéressant, pour des travaux futurs, d'étudier cet aspect en fatigue plutôt que par des essais statiques. La présence de ces dommages en bordure pourrait favoriser la propagation de délaminages lors d'un chargement cyclique.

Mots clés : usinage, composites, contrôle non destructif, essais mécaniques.

EFFET DE L'USINAGE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TENSION ET CONTRÔLE NON DESTRUCTIF DES MATÉRIAUX COMPOSITES

Louis-Alexandre GÉNÉREUX

ABSTRACT

The main goal of this work is to evaluate the impact of milling operations on the integrity of unidirectional carbon/epoxy laminate. Milling, often used for finishing composite structures, cause some damage in the form of craters, cracks and thermal damage to the matrix. Here, two approaches are used to qualify and quantify the amount of damage. First, two non-destructive testing methods, namely immersion ultrasonic inspection and pulsed thermography, are evaluated on samples with artificial defects. These techniques are then used on machined samples with realistic machining damages. Only ultrasounds allowed the detection and quantification of the machining damages, but only if the damages are at the surface of the laminate. The depth of damage depends primarily on the fiber orientation of the first ply with respect to the cutting direction. The ultrasonic inspections are also accompanied by scanning electron microscope observations. The second approach is to check whether the presence of the machining damage will affect the mechanical properties of the laminate. To do this, static tensile tests are performed on samples prepared by three different methods, namely, by abrasive diamond saw, by saw cut followed by sanding and finally by milling. The results show that the damages caused by the milling operation are not important enough to affect the ultimate stress and elastic modulus. Despite this, it would be interesting, for future works, to investigate this aspect in fatigue rather than with static tests. The presence of damages on the edge might promote delamination during cyclic loads.

Keywords: machining, composite, non-destructive testing, mechanical testing.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	3
1.1 Usinage des composites	3
1.2 Comportement mécanique des laminés	7
1.2.1 Introduction.....	7
1.2.2 Délaminage en tension et en compression	8
1.2.3 Contraintes interlaminaires en bordure	9
1.3 Effet de l'usinage sur les propriétés mécaniques	11
1.3.1 Comportement en tension d'échantillons usinés.....	11
1.3.2 Comportement en flexion d'échantillons usinés.....	13
1.3.3 Comportement en compression d'échantillons usinés.....	15
1.3.4 Résumé des essais mécaniques	16
1.4 Méthodes de contrôle non destructif retenues	17
1.4.1 Les ultrasons conventionnels	19
1.4.2 Les ultrasons multiéléments.....	24
1.4.3 La thermographie active	27
1.4.3.1 Rayonnement thermique	28
1.4.3.2 Méthode par vibrations	30
1.4.4 La shearographie numérique.....	31
1.4.4.1 Vide partiel et pressurisation	33
1.4.4.2 Vibration	35
1.4.4.3 Choc thermique.....	35
1.4.5 Résumé des méthodes de contrôle non destructif.....	37
1.5 Définition de la problématique	41
CHAPITRE 2 ANALYSE DE LA SENSIBILITÉ DES MÉTHODES DE CONTRÔLE NON-DESTRUCTIF ET ÉVALUATION DES DOMMAGES D'USINAGE	45
2.1 Approche.....	45
2.2 Méthodes de contrôle non-destructif	45
2.3 Échantillons avec défauts artificiels.....	48
2.3.1 Méthodologie	48
2.3.2 Résultats obtenus par ultrasons.....	50
2.3.3 Résultats obtenus par thermographie	55
2.3.3.1 Traitement de signal : contraste thermique absolu	56
2.3.3.2 Traitement de signal : contraste différentiel absolu	58
2.3.3.3 Traitement de signal : transformée de Fourier	62

2.4	Échantillons usinés.....	68
2.4.1	Méthodologie	68
2.4.2	Inspection d'un échantillon usiné	71
2.4.3	Domages mesurés en fonction des paramètres d'usinage en fraisage/Évaluation par ultrasons	75
2.5	Comparaison ultrasons/thermographie	82
CHAPITRE 3	EFFET DE L'USINAGE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TENSION	85
3.1	Méthodologie	85
3.2	Résultats	94
3.2.1	Inspection par ultrasons des échantillons de traction.....	94
3.2.2	Observations au microscope électronique à balayage	97
3.2.3	Essais de traction.....	106
3.3	Résumé et discussion	111
CONCLUSION	113
ANNEXE I	OBSERVATIONS AU MICROSCOPE POUR LE SUIVI DE L'USURE DES OUTILS	117
ANNEXE II	TEST D'HYPOTHÈSE STATISTIQUE, EXEMPLE DE CALCUL	121
ANNEXE III	EXEMPLES DE COURBE CONTRAINTE/DÉFORMATION.....	125
LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	129

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1	Résumé des différentes formes de défauts dans les composites18
Tableau 1.2	Résumé des méthodes de contrôle non destructif présentées39
Tableau 2.1	Dimensions mesurées par ultrasons des défauts artificiels versus valeurs théoriques54
Tableau 2.2	Dimensions mesurées par thermographie des défauts artificiels versus les valeurs théoriques66
Tableau 2.3	Principales caractéristiques des outils testés69
Tableau 2.4	Vitesses de coupe et vitesses d'avance utilisées lors des essais d'usinage70
Tableau 2.5	Étendue des dommages mesurés par ultrasons pour différents paramètres d'usinage.....80
Tableau 2.6	Comparaison des résultats, ultrasons et thermographie84
Tableau 3.1	Plan d'expérience pour les essais mécaniques92
Tableau 3.2	Étendue des dommages pour chaque méthode de préparation des échantillons d'essai de traction.....97
Tableau 3.3	Résumé des propriétés mécaniques obtenues, échantillons poncés.....107
Tableau 3.4	Résumé des propriétés mécaniques obtenues, échantillons coupés à la scie abrasive au diamant107
Tableau 3.5	Résumé des propriétés mécaniques obtenues, fraisage.....108

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1 Mécanismes de coupe des composites unidirectionnels	4
Figure 1.2 Orientation des fibres par rapport à l'arête de coupe lors du fraisage	6
Figure 1.3 Les différents modes de délaminage	7
Figure 1.4 Les différents types de délaminage des plis de surface	8
Figure 1.5 Les différentes contraintes en bordure d'un laminé en tension	10
Figure 1.6 Dommages induit lors de la coupe orthogonale.....	14
Figure 1.7 Illustration de la génération d'une onde dans un matériau.....	20
Figure 1.8 Inspection ultrasonore en mode pulse-écho (réflexion).....	21
Figure 1.9 Inspection ultrasonore en mode transmission	21
Figure 1.10 Les différentes représentations des signaux ultrasonores	23
Figure 1.11 Principe d'interférence des ondes dans les systèmes multiéléments.....	25
Figure 1.12 Différents types de balayage électronique grâce aux multiéléments	26
Figure 1.13 Schéma de principe de la thermographie par rayonnement thermique.....	28
Figure 1.14 Évolution logarithmique de la température en thermographie	29
Figure 1.15 Image de la granularité laser	32
Figure 1.16 Principe de la shearographie numérique	33
Figure 1.17 Shearographie par vide partiel avec l'utilisation d'un capot.....	34
Figure 1.18 Inspection d'une pale d'hélicoptère par shearographie.....	35
Figure 2.1 Système ultrasons Tecscan 5 axes	47
Figure 2.2 Équipement de thermographie EchoTherm Thermal Wave	48
Figure 2.3 Échantillon avec entailles usinées (ref-01)	49

Figure 2.4	Échantillon avec rubans de Teflon (ref-02)	50
Figure 2.5	Images C-scan des échantillons avec défauts artificiels	51
Figure 2.6	Traitement des données pour l'évaluation de la taille des défauts	53
Figure 2.7	Image binaire de l'échantillon ref-02	53
Figure 2.8	Images brutes obtenues par thermographie pour les échantillons avec défauts artificiels	55
Figure 2.9	Illustration du calcul du contraste absolu.....	57
Figure 2.10	Résultats du calcul du contraste absolu	58
Figure 2.11	Contraste différentiel absolu	61
Figure 2.12	Transformée de Fourier pour l'échantillon ref-01	63
Figure 2.13	Transformée de Fourier pour l'échantillon ref-02.....	64
Figure 2.14	Images binaires, thermographie a) Échantillon Ref-01; b) Échantillon Ref-02	65
Figure 2.15	Flux thermique en présence d'une discontinuité	67
Figure 2.16	Montage utilisé pour les tests d'usinage.....	69
Figure 2.17	C-scan d'un échantillon usiné	71
Figure 2.18	A-scans bruts sélectionnés sur un échantillon usiné	73
Figure 2.19	A-scans après soustraction.....	73
Figure 2.20	Échantillon usiné inspecté par thermographie pulsée.....	74
Figure 2.21	C-scan d'échantillons usinés avec l'outil C2	75
Figure 2.22	C-scan d'échantillons usinés avec l'outil C4	76
Figure 2.23	A-scans enregistrés en bordure, échantillon usiné avec l'outil C2@650 m/min, 0,10 mm/tour	77
Figure 2.24	Évaluation des dommages d'usinage, échantillon usiné avec l'outil C2@650 m/min, 0,10 mm/tour	79
Figure 3.1	Scie abrasive au diamant utilisée pour la découpe des échantillons de traction.....	86

Figure 3.2	Montage utilisé pour le ponçage des échantillons de traction	87
Figure 3.3	Montage utilisé pour l'usinage des échantillons de traction	88
Figure 3.4	Défauts détectés sur une plaque avant la coupe à la scie	89
Figure 3.5	Défauts détectés sur une plaque avant usinage	89
Figure 3.6	Géométrie des échantillons de traction et région inspectée par ultrasons	90
Figure 3.7	Montage utilisé pour les essais de traction	91
Figure 3.8	Éprouvette avec jauges de déformation utilisée pour vérifier l'alignement de la machine de traction	93
Figure 3.9	Inspection par ultrasons d'un échantillon poncé (BA01 A02)	94
Figure 3.10	Inspection par ultrasons d'un échantillon coupé à la scie (BA01 A07)	95
Figure 3.11	Inspection par ultrasons d'un échantillon usiné par fraisage (BA06 F05)	95
Figure 3.12	Schématisation des efforts de coupe, scie abrasive au diamant.....	96
Figure 3.13	Surface obtenue pour chacune des méthodes de préparation.....	98
Figure 3.14	Surface obtenue par ponçage, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x.....	99
Figure 3.15	Surface obtenue par scie abrasive, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x	100
Figure 3.16	Surface obtenue par fraisage, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x	100
Figure 3.17	Surface obtenue par ponçage, orientation 90 degrés, grossissement 1000x	101
Figure 3.18	Surface obtenue par scie abrasive, orientation 90 degrés, grossissement 1000x.....	102
Figure 3.19	Surface obtenue par fraisage, orientation 90 degrés, grossissement 1000x	102
Figure 3.20	Surface obtenue par ponçage, orientation - 45 degrés, grossissement 1000x	103
Figure 3.21	Surface obtenue par scie abrasive, orientation -45 degrés, grossissement 1000x	104

XVIII

Figure 3.22	Surface obtenue par fraisage, orientation -45 degrés, grossissement 300x	104
Figure 3.23	Évaluation des dimensions d'un cratère sur un pli orienté à -45 degrés	105
Figure 3.24	Schématisation de la géométrie des cratères causés par l'usinage	106
Figure 3.25	Évolution de la contrainte ultime moyenne selon la largeur des échantillons	109
Figure 3.26	Évolution du module d'élasticité moyen selon la largeur des échantillons	110

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

μm	micromètre
mm	millimètre
m	mètre
m^2	mètre carré
m^3	mètre cube
°	degré
s	seconde
min	minute
kg	kilogramme
mK	millikelvin
K	kelvin
Hz	hertz
MHz	mégahertz
MPa	mégapascal
GPa	gigapascal
J	joule
W	watt
ν_{xy}	Coefficient de poisson en xy
$\eta_{xy,x}$	Coefficient de couplage xy,x
σ_z	Contrainte normale au plan du laminé (plan z)
τ_{yz}	Cisaillement interlaminaire yz
τ_{xz}	Cisaillement interlamianire xz

INTRODUCTION

Les matériaux composites sont aujourd'hui très répandus. Leurs rapports rigidité/poids et résistance/poids élevés expliquent principalement pourquoi ils sont couramment utilisés, entre autres, dans les domaines de l'aéronautique, de l'automobile et des équipements de sport. Bien qu'il soit possible de mouler les pièces en composite sous une forme presque finale, certaines opérations de découpage ou de perçage sont parfois nécessaires afin d'enlever la matière excédentaire, de permettre l'assemblage et de respecter les tolérances géométriques. L'usinage des composites est souvent réalisé par des méthodes conventionnelles telles que le tournage, le perçage et le fraisage. Cependant, la nature hétérogène et anisotrope des composites pose certains problèmes et les fibres, très abrasives, entraînent une usure rapide des outils de coupe. Différents types de dommages, tels que le délaminage, la fissuration, l'arrachement de fibres et la dégradation thermique de la matrice sont aussi observés au niveau des surfaces usinées. La présence de ces dommages en bordure est susceptible d'altérer les propriétés mécaniques de la structure. Le but de ce mémoire est d'évaluer l'effet de l'usinage sur les propriétés mécaniques en tension et de vérifier la possibilité d'évaluer l'intégrité d'une surface usinée en combinant les essais mécaniques à des méthodes non destructives connues. Ce travail se concentre sur l'usinage par fraisage puisqu'il s'agit de la méthode la plus utilisée pour le détourage des pièces en composite. Il existe des méthodes de finition alternatives comme la coupe à la scie abrasive au diamant, la coupe au jet d'eau abrasif ou même la coupe au laser, mais elles ne seront pas étudiées ici. De plus, l'étude se limite aux composites de type carbone/époxy, plus particulièrement aux laminés quasi-isotropes à fibres continues. Une évaluation des différentes méthodes de contrôle non destructif sera d'abord réalisée afin d'évaluer la performance générale de ces méthodes pour les matériaux composites à l'étude.

Le premier chapitre présente une revue de la littérature relative au sujet de recherche. La partie suivante porte sur l'évaluation générale et l'analyse de la sensibilité des deux méthodes

de contrôle non destructif considérées; les ultrasons en immersion et la thermographie pulsée. Finalement, dans le dernier chapitre les résultats d'essais de traction seront présentés dans le but d'établir une relation entre les dommages causés par l'usinage et les propriétés mécaniques obtenues.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Usinage des composites

De façon générale, un composite consiste en une combinaison de deux ou plusieurs matériaux qui ne sont pas miscibles. Ce matériau comporte donc deux ou plusieurs phases distinctes à une échelle macroscopique. Généralement, un des constituants est sous forme de fibres très rigides et très résistantes, il s'agit des renforts. Les fibres peuvent être continues (longues) ou coupées (courtes) et peuvent être toutes alignées dans la même direction (composite unidirectionnel) ou orientées aléatoirement (sous forme de mats). Les fibres continues peuvent aussi être tissées ou cousues de façon à obtenir une armature fibreuse. Les différents types de fibres généralement utilisés sont les fibres de verre, de carbone et d'aramide (Kevlar®). Les renforts sont ensuite imprégnés d'un second matériau, plus souple et moins résistant, qu'on désigne sous le nom de matrice. La matrice permet de protéger les fibres, de transmettre les efforts entre ces dernières et de conserver leur disposition ainsi que la forme de la pièce. Les matrices à base de polymères sont les plus répandues. Les propriétés mécaniques obtenues suite à la combinaison des différents constituants dépendent du type de matrice, du type de renfort, de la proportion relative des constituants dans la pièce moulée et de l'orientation des fibres par rapport à la direction des charges. Les composites sont donc également anisotropes. Les pièces sont habituellement obtenues en superposant plusieurs couches minces (communément appelés « plis ») de différentes orientations de façon à former ce qu'on appelle un laminé. L'orientation globale des plis dans le laminé détermine la rigidité et la résistance selon des directions prédéterminées. L'usinage des composites diffère alors significativement de l'usinage des métaux et le comportement du matériau lors des opérations de finitions dépend de chacune des caractéristiques mentionnées ci-haut (Teti, 2002).

Par commodité, les procédés traditionnels (perçage, fraisage, tournage, chanfreinage, etc.) sont généralement utilisés. Dans les métaux, l'usinage est caractérisé par la déformation plastique et le cisaillement de la matière alors que dans les composites, la rupture se fait plutôt de façon intermittente et incontrôlée en raison de la nature plus fragile du matériau. L'arête de coupe de l'outil rencontre successivement les fibres, résistantes et au comportement fragile, et la matrice, plus ductile et moins résistante (Ahmad, 2009). De par leurs propriétés mécaniques et physiques, les fibres réagissent différemment de la matrice face aux efforts de coupe. De plus, le comportement du composite est différent suivant l'orientation des fibres par rapport à la direction de coupe. Wang, Ramulu et Arola présentent une étude approfondie de la coupe orthogonale des composites graphite/époxy sur des laminés unidirectionnels dans un premier temps, puis sur des laminés multidirectionnels. La principale observation qu'ils font est que le mécanisme de formation des copeaux dépend de l'orientation des fibres par rapport à la direction de coupe (Ahmad, 2009; Wang, Ramulu et Arola, 1995a; 1995b). La figure 1.1 résume les mécanismes de coupe pour différentes orientations de fibres.

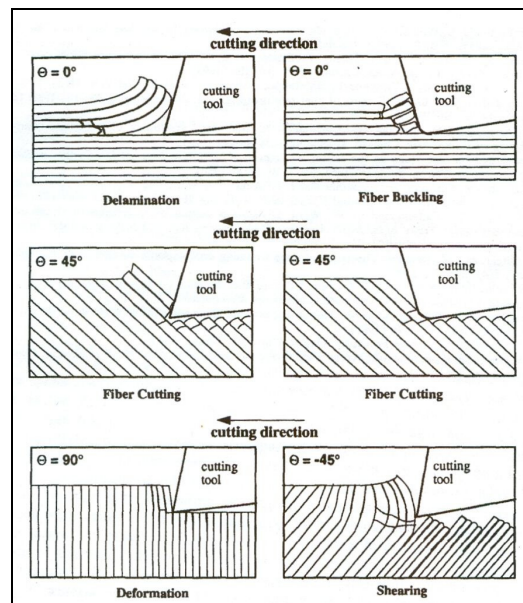


Figure 1.1 Mécanismes de coupe
des composites unidirectionnels
Tirée de Wang, Ramulu et
Arola (1995a, p. 1635)

Pour des laminés unidirectionnels dont les fibres sont à 0° par rapport à la direction de coupe, les copeaux se forment par une ouverture qui se propage le long de l'interface fibre/matrice et par un chargement en cisaillement causé par l'avance de l'outil. La rupture se produit perpendiculairement à l'orientation des fibres en raison d'une flexion locale. Pour des orientations entre 15° et 75° , la rupture se produit par un cisaillement des fibres combiné à un cisaillement de l'interface fibre/matrice. Finalement, pour des orientations de 75° et plus (ou orientations négatives), la rupture se fait perpendiculairement aux fibres et par un cisaillement le long de l'interface fibre/matrice. La formation des copeaux est aussi accompagnée d'une flexion des fibres qui peut entraîner des fissures intralaminaires et des arrachements de fibres (Ramulu, 1997; Wang, Ramulu et Arola, 1995a). La formation des copeaux est très similaire pour les laminés multidirectionnels. Les mêmes dommages sont alors observés au niveau des plis orientés à un angle supérieur à 90° (ou angle négatif) par rapport à la direction de coupe. Cependant, l'étendue des dommages est un peu moins importante en raison du support fourni par les plis adjacents orientés différemment (Wang, Ramulu et Arola, 1995b). L'usinage par fraisage des composites est semblable à la coupe orthogonale à l'exception du fait que l'orientation des fibres et l'épaisseur du copeau varient avec la position de l'arête de coupe puisque, dans ce cas, l'outil est en rotation (figure 1.2) (Ahmad, 2009). Dans le cas du fraisage, l'usinage peut se faire en opposition (« *up milling* ») ou en concordance (« *down milling* »). En opposition, la direction d'alimentation (« *feed direction* ») de la pièce à usiner et la rotation de l'outil sont dans des directions opposées au point de contact alors qu'en concordance, la direction d'alimentation et la rotation de l'outil sont dans la même direction au point de contact.

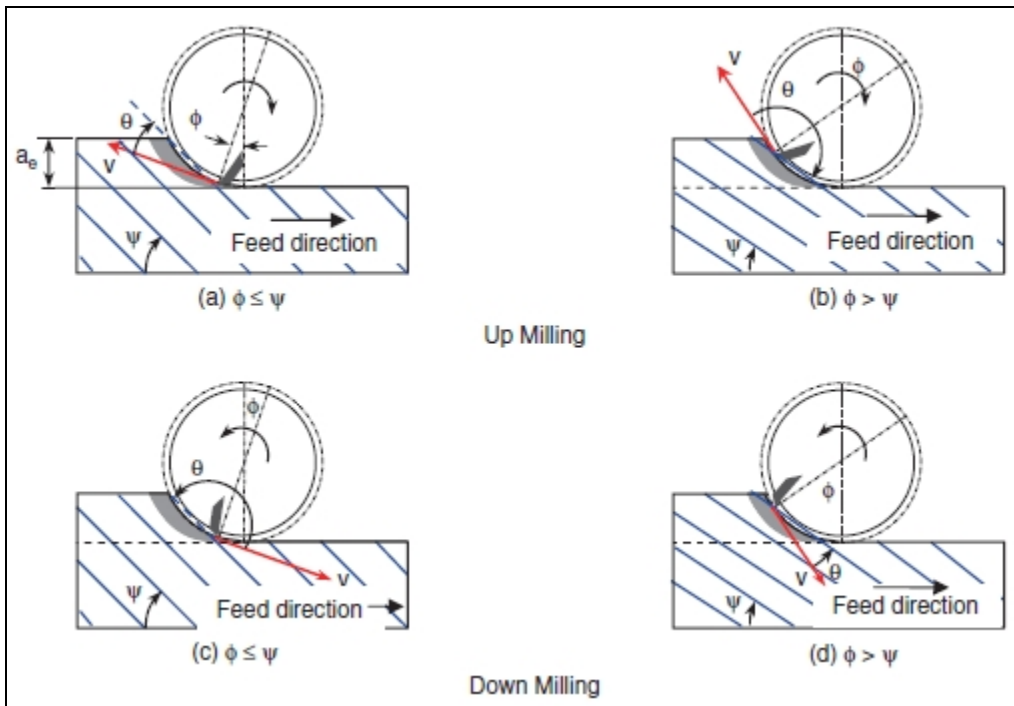


Figure 1.2 Orientation des fibres par rapport à l'arête de coupe lors du fraisage
Tirée de Ahmad (2009, p. 161)

D'autres chercheurs se sont aussi intéressés aux dommages causés par l'usinage. Bhatnagar et coll. proposent un modèle d'éléments finis simulant la coupe orthogonale afin de prédire l'étendue des délaminages internes. Les résultats sont comparés à des mesures expérimentales où la profondeur des délaminages est évaluée par liquide pénétrant fluorescent. Les dommages sont ainsi visibles puisque le composite utilisé, un polymère renforcé de fibre de verre, est translucide. La profondeur mesurée des dommages atteint environ 2 mm pour le laminé unidirectionnel coupé à 90° (Bhatnagar et al., 2004). En plus des fissures intralaminaires, on rapporte aussi d'autres types de dommages, à savoir : une dégradation thermique de la matrice, des fibres dénudées et des délaminages des plis de surface (Colligan, 1991; Guegan, Lemaitre et Hamann, 1992; Sadat, 1995; Sendekyj, 1983). Le délaminage est un type de dommage important dans les composites. Cet aspect sera traité plus en détail dans la section suivante.

1.2 Comportement mécanique des laminés

1.2.1 Introduction

Puisque l'usinage est susceptible d'entraîner des dommages sous forme de délaminage, le sujet sera d'abord abordé de façon générale afin de comprendre les causes menant à l'apparition de ce type de dommage et son effet sur les propriétés mécaniques du composite. Le délaminage, caractérisé par une séparation partielle ou totale des plis d'un laminé, est probablement le mode d'endommagement le plus fréquent dans les composites. Le délaminage est souvent causé par un impact, une fissuration de la matrice (suite à un chargement cyclique par exemple) ou l'état de contrainte triaxiale qui se développe en bordure (voir la section 1.2.3). Les délaminages peuvent se produire selon trois modes différents ou une combinaison de ces trois modes. Comme l'illustre la figure 1.3, le mode I correspond à une rupture de l'interface entre deux plis suite à des efforts normaux au plan du laminé, le mode II est produit par du cisaillement pur et le mode III correspond à une déchirure (Tay, 2003). La figure 1.4 illustre comment les efforts de coupe lors de l'usinage peuvent entraîner le délaminage des plis de surface d'un composite. Les modes I et II sont les plus communs en usinage et sont surtout causés par les efforts de coupe axiaux qui cherchent à soulever les plis de surface. Le mode III se produit lorsque les fibres sont pratiquement parallèles à la direction de coupe (Colligan, 1991).

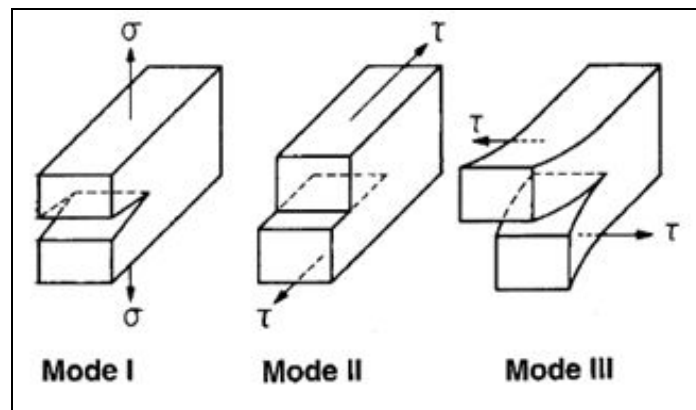


Figure 1.3 Les différents modes de délaminage
Tirée de Tay (2003, p. 2)

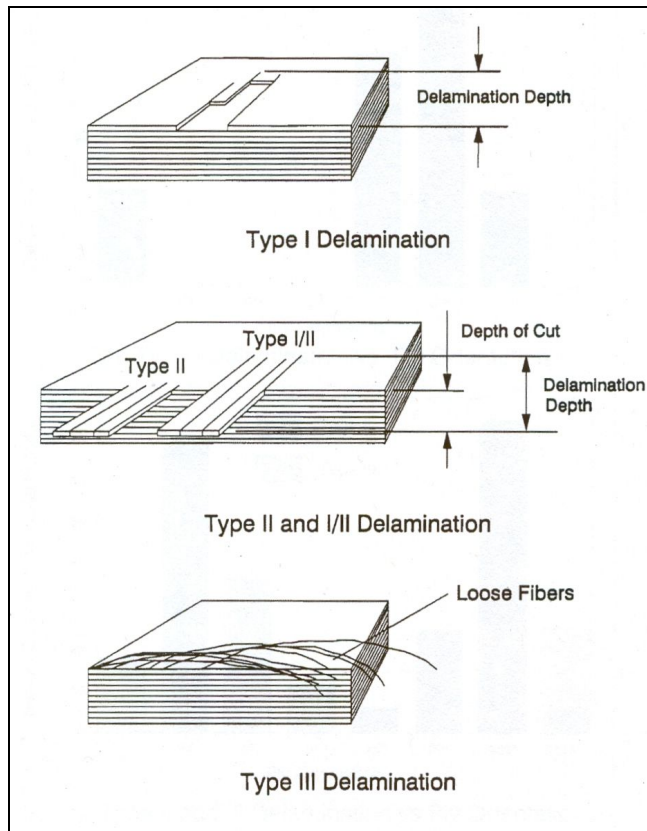


Figure 1.4 Les différents types de délaminage
des plis de surface
Tirée de Colligan (1991, p. 122)

1.2.2 Délaminage en tension et en compression

L'effet du délaminage sur les propriétés mécaniques a surtout été étudié en tension et en compression. Le développement de délaminages suite à un chargement cyclique en tension ne semble pas avoir d'effet ou aurait même un effet positif sur la résistance résiduelle quasi-statique (Garg, 1988). Cependant, une diminution de la rigidité est observée avec la propagation des fissures de délaminage. Une résistance résiduelle plus élevée que la résistance statique est aussi rapportée par Sendekyj (Sendekyj, 1983). Kawai et coll. ont observé une augmentation de la tenue en fatigue accompagnée d'une diminution de la rigidité pour des échantillons comportant des délaminages importants. Ces derniers ont soumis des échantillons de carbone/époxy à un chargement cyclique en tension. Les essais ont été

réalisés sur des échantillons avec et sans entaille en bordure. La présence des entailles force les échantillons à délaminer progressivement, ce qui améliore la résistance en fatigue, mais diminue la rigidité (Kawai et al., 1996). Pour ce qui est du comportement en compression, les délaminages divisent le laminé en plusieurs sous-laminés ayant chacun une rigidité en flexion inférieure à celle du laminé original. Un flambage local se produit alors dans la zone endommagée. Lorsque les contraintes en fond de fissure d'une zone délaminée dépassent la résistance de la résine, le délaminage se propage ce qui peut se traduire par une rupture en raison d'une instabilité générale du panneau (Garg, 1988; Sela et Ishai, 1989). Ces phénomènes ont cependant été observés sur des échantillons dont le délaminage est produit par un impact, il n'est donc pas question ici de l'effet des dommages d'usinage sur les propriétés mécaniques.

1.2.3 Contraintes interlaminaires en bordure

Un phénomène propre aux matériaux composites laminés peut entraîner le délaminage et avoir une grande influence sur le comportement après usinage. En effet, dans les laminés multidirectionnels, il se développe une distribution de contrainte particulière en bordure. La théorie classique des laminés, qui constitue la base permettant d'expliquer le comportement d'un stratifié, prédit un état plan de contraintes pour des laminés symétriques en traction plane. Cependant, la supposition d'un état de contrainte plan n'est pas exacte en réalité. En effet, des contraintes interlaminaires, normales et de cisaillement, se développent en bordure des plaques soumises à un effort de tension (Hsu et Herakovich, 1977; Pipes et Pagano, 1970; Wang et Crossman, 1977). Ces contraintes se produisent en raison de la disparité des coefficients de Poisson (ν_{xy}) et des coefficients de couplage ($\eta_{xy,x}$) entre les différents plis. La disparité des coefficients de Poisson produit une contrainte interlaminaire normale (σ_z) et de cisaillement (τ_{yz}) (figure 1.5). La disparité des coefficients de couplage produit un cisaillement interlaminaire (τ_{zx}) (Garg, 1988).

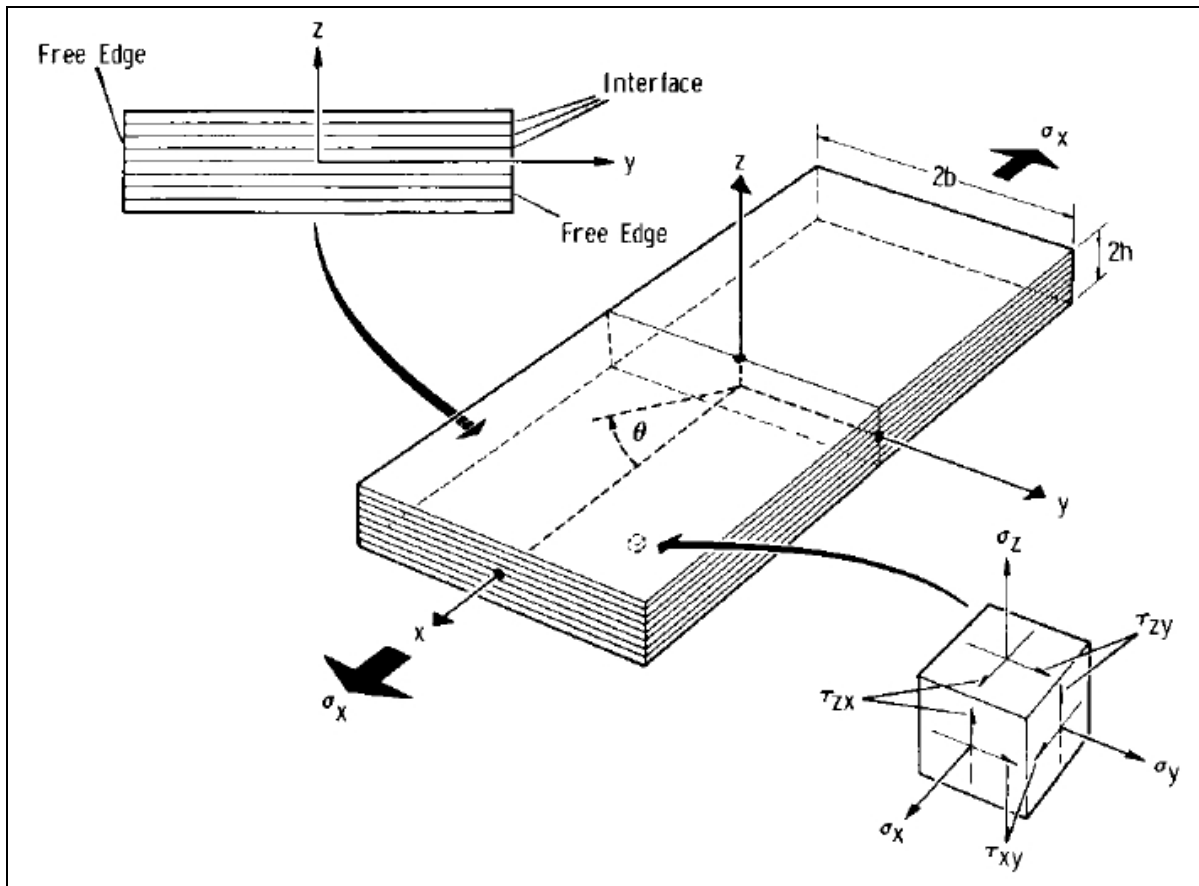


Figure 1.5 Les différentes contraintes en bordure d'un laminé en tension
Tirée de Pagano et Pipes (1971, p. 52)

De ce fait, l'orientation et l'ordre des plis influencent grandement les contraintes interlaminaires surtout au niveau de la contrainte normale (σ_z). Cette dernière peut être en compression ou bien en tension selon l'orientation et l'ordre des plis (Pagano et Pipes, 1971). Une contrainte normale en tension favorise alors le délaminage en bordure de la pièce. Ainsi, la présence de délaminages internes et externes causés par l'usinage combinée aux contraintes interlaminaires qui se développent en bordure laisse croire que les procédés d'usinage pourraient influencer les performances mécaniques des composites. Un certain nombre d'études traitent de ce sujet et les principales conclusions seront résumées dans la prochaine section.

1.3 Effet de l'usinage sur les propriétés mécaniques

Même si l'étude de l'effet de l'usinage sur les propriétés mécaniques est relativement récente, il y a tout de même un certain nombre d'articles sur le sujet. Sendeckyj semble être parmi les premiers à rapporter l'effet d'entailles de surface sur les propriétés mécaniques. Selon lui, la résistance statique peut être réduite de 50 % et les entailles entraîneraient un délaminage local. Cependant, la diminution de la résistance serait faible pour les pièces relativement grandes (Sendeckyj, 1983). On ne mentionne pas non plus pour quel type de chargement la résistance est ainsi influencée. La première partie de cette section traitera de l'influence de l'usinage sur les propriétés en tension des composites.

1.3.1 Comportement en tension d'échantillons usinés

On retrouve quelques ouvrages sur les propriétés en tension des composites après usinage. Les travaux d'Howarth et Strong portent sur l'effet de la coupe au jet d'eau abrasif et de la coupe au laser sur les propriétés en tension de composites verre/époxy, Kevlar®/époxy et graphite/époxy. Des échantillons de traction de différentes largeurs sont coupés avec chacune des deux méthodes. Il est attendu que l'effet de l'usinage soit plus prononcé pour les échantillons plus étroits. Malheureusement, leurs résultats sont peu concluants. Comme prévu, la contrainte ultime et le module d'élasticité des échantillons de Kevlar® diminuent lorsque la largeur du spécimen diminue pour les deux méthodes d'usinage. Pour les échantillons de fibre de verre obtenus par découpe laser, la tendance est semblable à celle observée pour le Kevlar®. Cependant, pour la découpe au jet d'eau, la tendance est complètement à l'opposé, la contrainte ultime et le module d'élasticité augmentent avec la diminution de la largeur des échantillons. Finalement, la contrainte ultime augmente alors que le module d'élasticité augmente initialement puis diminue pour les échantillons de graphite/époxy coupés au jet d'eau abrasif (Howarth et Strong, 1990). Les auteurs expliquent ces résultats par des erreurs expérimentales et un faible nombre d'échantillons testés.

Une autre étude réalisée par de Almeida et Cândido compare les résistances en tension quasi-statique d'échantillons de carbone/époxy pour deux méthodes de préparation. Une première série d'échantillons est obtenue par moulage alors que la seconde est coupée à la scie abrasive puis polie. Les échantillons moulés individuellement sont obtenus en coupant les plis de préimprégné aux dimensions exactes et en utilisant un moule spécialement conçu. Ces échantillons sont donc obtenus sans usinage. Cependant, avec cette façon de faire, les fibres longitudinales peuvent se déplacer latéralement vers l'extérieur sous l'action de la pression externe lors de la polymérisation. Il se forme aussi de petites régions riches en résine en bordure. Ces deux effets entraînent une réduction de la résistance en tension d'environ 10 % par rapport aux échantillons coupés à la scie et polis (de Almeida et Cândido, 1993).

Parmi les travaux récents, Ghidossi, El Mansori et Pierron étudient l'effet du fraisage sur les propriétés en cisaillement en réalisant des essais avec les montages Iosipescu et de traction diamétral sur anneau sur des composites verre/époxy et carbone/époxy. Pour le carbone/époxy, la résistance la plus élevée à l'essai d'Iosipescu est obtenue pour les échantillons usinés à la vitesse la plus faible. Ces échantillons présentent pourtant la plus grande rugosité de surface. Cependant, la vitesse n'a pas eu d'effet sur la résistance pour les échantillons verre/époxy. Selon les auteurs, le carbone/époxy étant plus fragile que le verre/époxy, il serait probablement plus sensible aux défauts d'usinage. Pour l'essai de traction sur anneau, une différence importante des propriétés en cisaillement est observée entre le fraisage en bout et le fraisage latéral, mais aucun effet n'est observé entre les différentes vitesses de coupe donc entre les différentes rugosités de surface. Les auteurs concluent donc que la rugosité de surface n'est pas un bon indicateur de la qualité d'une surface usinée et de l'effet de l'usinage sur les propriétés en cisaillement des composites (Ghidossi, El Mansori et Pierron, 2004).

Ces mêmes auteurs se sont aussi penchés sur l'influence des paramètres de coupe en fraisage sur les performances mécaniques en tension hors axe. Il s'agit ici de laminés unidirectionnels verre/époxy. Les paramètres étudiés sont l'orientation des fibres par rapport à la direction de coupe, le type de fraisage (en concordance ou en opposition), la vitesse de coupe, la vitesse

d'avance ainsi que la géométrie et le matériau de l'outil de coupe. Leurs résultats sont exprimés en terme de rugosité de surface, dommages observés au microscope et contrainte ultime obtenue par essais de traction. Les auteurs rapportent deux types de dommages en fonction de l'orientation des fibres : des cratères pour une orientation de fibre de -15° et des fissures sous la surface (décohésion fibre/matrice) pour une orientation de -45° . De plus, il semble que la contrainte ultime hors axe des échantillons soit influencée de façon importante par les paramètres d'usinage. Pour une orientation des fibres de 15° et un usinage en avalant, la diminution de la contrainte ultime est d'environ 28% lorsque la vitesse d'avance passe de 0,03 mm/dent à 0,15 mm/dent. Cependant, aucune corrélation n'a pu être établie entre rugosité de surface et résistance en tension. Selon les auteurs, les mesures de rugosité de surface ne peuvent être représentatives des dommages qui sont dans le matériau, c'est-à-dire sous la surface. Ainsi, deux critères de dommage sont proposés afin de prédire l'évolution de la résistance en tension. Premièrement, le rapport de la surface totale des cratères sur la surface totale usinée, exprimé en pourcentage, permet de qualifier l'endommagement des laminés à 15° . Ce premier critère corrèle bien avec les propriétés mécaniques mesurées. Ensuite, un critère de profondeur de fissure est établi pour les laminés à 45° . Ce dernier est cependant moins fructueux (Ghidossi, Mansori et Pierron, 2006).

1.3.2 Comportement en flexion d'échantillons usinés

Arola et Ramulu (1994), Ramulu (1997) et Ramulu, Arola et Colligan (1994) traitent de l'effet de l'usinage sur les propriétés en flexion des composites. Les premiers travaux abordent l'influence du procédé d'usinage sur la qualité de surface obtenue pour des laminés de graphite/époxy. Les auteurs tentent ensuite d'établir un lien entre l'intégrité de la surface usinée et la résistance en flexion quatre points quasi-statique. Trois procédés d'usinage sont utilisés : la coupe au jet d'eau abrasif, la coupe à la scie abrasive au diamant et la coupe orthogonale avec outil en diamant polycristallin (PCD). Leurs observations au microscope électronique à balayage des surfaces usinées sont particulièrement intéressantes. Pour la coupe à la scie abrasive et la coupe au jet d'eau, l'intégrité de la surface semble excellente alors que pour la coupe orthogonale, des fibres décollées de la matrice, dénudées et arrachées

sont visibles principalement au niveau des plis orientés à -45° (135° degrés) par rapport à la direction de coupe (figure 1.6). Toutefois, même si les caractéristiques des surfaces usinées par chaque procédé sont tout à fait différentes, très peu de différences sont observées sur la rigidité en flexion des laminés et aucune variation significative n'est observée sur la résistance ultime. Il est quand même intéressant de noter que les échantillons obtenus par coupe orthogonale sont les premiers à dévier de la rigidité élastique linéaire, signe que l'initiation de la rupture se fait en premier sur ces échantillons. Des fissures se propagent aussi dans les plis à -45° sur toute la longueur de l'échantillon, chose qui ne se produit pas dans les échantillons obtenus par les autres méthodes d'usinage (Arola et Ramulu, 1994; Ramulu, 1997; Ramulu, Arola et Colligan, 1994).

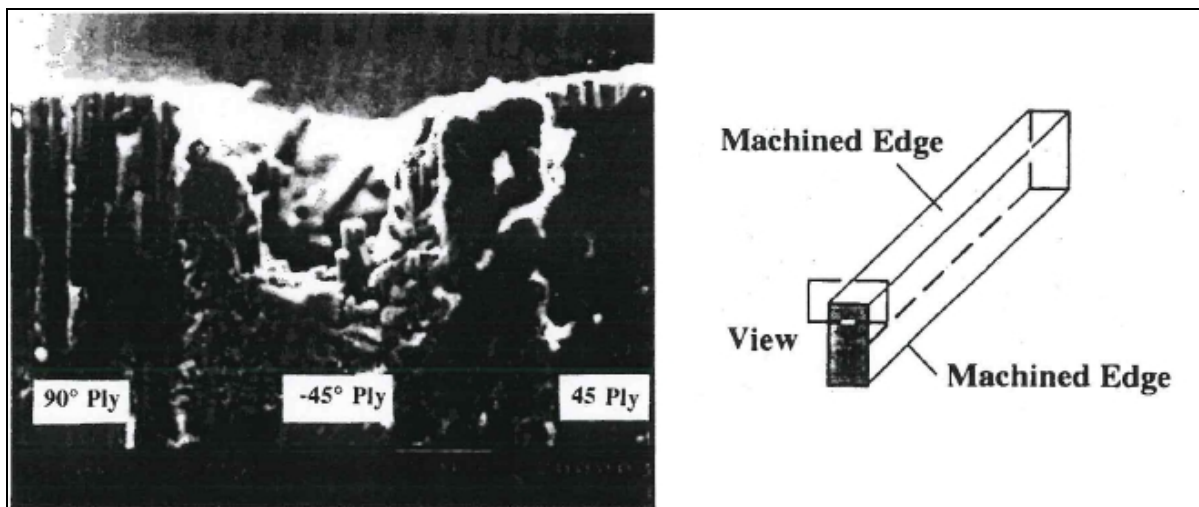


Figure 1.6 Dommages induits lors de la coupe orthogonale
Tiré de Arola et Ramulu (1994, p. 827)

Une étude plus récente de ces mêmes auteurs présente des résultats quelque peu différents obtenus à partir d'éprouvettes graphite/bismaleimide. Ici, le procédé d'usinage semble avoir un impact significatif sur la résistance en flexion du composite. La charge et l'énergie à l'apparition de la rupture (rupture du premier pli) sont, respectivement, 30% et 50% plus faibles pour les échantillons obtenus par coupe orthogonale que pour les échantillons coupés à la scie abrasive. La résistance ultime et l'énergie à la rupture sont aussi inférieures (AROLA et RAMULU, 1998). Le fait que la résine bismaleimide soit plus fragile que la

résine époxy pourrait expliquer une plus grande sensibilité du composite aux dommages d'usinage. En plus de la flexion quasi-statique, ces auteurs se penchent sur la flexion dynamique en trois points (impact) de laminés graphite/époxy et graphite/bismaleimide. Ici, les échantillons obtenus par coupe orthogonale présentent les performances les plus faibles au chapitre de la charge et de l'énergie à la rupture. La charge à la rupture est diminuée de plus de 20 % alors que l'énergie est de 10 % à 35 % inférieure par rapport aux échantillons coupés à la scie abrasive (Arola et Ramulu, 1997; Ramulu, 1997).

À partir de ces résultats, Arola et Ramulu proposent un facteur de concentration de contrainte calculé à partir de mesures de la rugosité de surface. Ce facteur permet de prédire, avec une erreur de 6%, la dégradation des propriétés en flexion statique et dynamique des composites graphite/époxy (flexion dynamique seulement) et graphite/bismaleimide (Arola et Ramulu, 1999). Arola et Williams étudient l'influence de la rugosité des surfaces usinées sur la résistance en flexion cyclique d'un laminé graphite/bismaleimide en tentant de valider le facteur de concentration de contrainte proposé précédemment. Les auteurs étudient seulement la coupe à la scie abrasive et deux conditions de coupe au jet d'eau abrasif. Pour une charge correspondant à 75 % du critère de Tsai-Hill pour la rupture du premier pli, 280 000 cycles sont nécessaires pour observer une diminution de 15% de la rigidité en flexion des échantillons obtenus par scie au diamant. Pour les échantillons coupés au jet d'eau abrasif selon la condition donnant la rugosité de surface la plus élevée, il faut 80 000 cycles pour observer la même réduction de 15 %. Le facteur de concentration de contrainte de Arola et Ramulu permet de prédire la diminution de la rigidité avec une erreur d'environ 10 % (Arola et Williams, 2002).

1.3.3 Comportement en compression d'échantillons usinés

Les recherches sur le comportement en compression d'un laminé usiné sont moins nombreuses. Ramulu et Colligan abordent le sujet en tentant de déterminer le type d'imperfections causées par l'usinage qui influence la résistance en compression d'un composite graphite/époxy. Pour ce faire, des échantillons sont coupés au jet d'eau abrasif

selon différentes conditions afin de produire différents finis de surface. Ici, deux caractéristiques sont retenues pour la caractérisation des surfaces usinées : la rugosité et la taille des délaminages des plis de surface. Le délaminage est un dommage courant pour la coupe au jet d'eau abrasif lorsque les paramètres de coupe sont inadéquats (Howarth et Strong, 1990; Ramulu, Arola et Colligan, 1994). Les propriétés en compression des échantillons coupés par jet d'eau abrasif et à la scie abrasive sont comparées. Les résultats indiquent que la rugosité de surface seulement n'influence pas significativement la résistance ultime en compression. Il en est autrement pour les échantillons comportant des délaminages externes. La contrainte ultime est considérablement diminuée en fonction de la taille des délaminages. La rigidité des échantillons comportant des délaminages est aussi plus faible (Ramulu, 1997; Ramulu, Arola et Colligan, 1994; Ramulu et Colligan, 2005).

1.3.4 Résumé des essais mécaniques

La plupart des recherches tentent d'établir une relation entre observations au microscope, mesures de rugosité de surface et résistance mécanique. Les observations au microscope révèlent des dommages importants causés par le fraisage ou la coupe orthogonale sous la forme de dégradation thermique de la matrice, de fissures intralaminaires et interlaminaires, de fibres arrachées et de fibres dénudées. Les dommages les plus importants surviennent au niveau des plis à -45° par rapport à la direction de coupe. Cependant, les paramètres standards de rugosité de surface ne donnent pas une indication représentative des dommages observés visuellement (AROLA et RAMULU, 1998; 1999). Certains dommages s'étendent au-delà de la surface, à l'intérieur du matériau ce qui pourrait s'avérer critique pour les performances mécaniques. La matrice peut aussi s'étendre et effacer des détails de la surface rendant les mesures de rugosité inefficaces pour représenter la qualité de l'usinage dans les composites (Ramulu, 1997; Ramulu, Arola et Colligan, 1994). Même si aucune tendance claire ne peut être dégagée des résultats présentés ci-haut, il semble tout de même que les dommages causés par l'usinage ont un certain effet sur les propriétés mécaniques des composites.

Dans ce qui suit, nous proposons d'évaluer la qualité de l'usinage par des méthodes de contrôle non destructif. Cette approche permettra peut-être de détecter et de mesurer l'étendue des dommages d'usinage susceptible d'influencer les performances mécaniques des composites. Ensuite, on tentera d'établir un lien entre les résultats des essais non destructifs et les propriétés mécaniques mesurées. La prochaine section passe en revue les méthodes prometteuses de contrôle non destructif pour l'inspection des composites; soit les ultrasons conventionnels, les ultrasons multiéléments, la thermographie active et la shearographie numérique.

1.4 Méthodes de contrôle non destructif retenues

Il existe un nombre impressionnant de techniques de contrôle non destructif et un bon nombre d'entre elles sont issues de l'inspection des métaux (Adams et Cawley, 1988). Cependant, l'utilisation de nouveaux matériaux comme les composites nécessite d'adapter les méthodes existantes ou d'en développer de nouvelles de façon à détecter les défauts de façon fiable et répétable (Djordjevic, 2009). Les défauts dans les composites peuvent survenir aussi bien lors de la fabrication qu'en service. Étant donné la complexité du matériau, les causes et les formes d'endommagement sont nombreuses. Le tableau 1.1 résume les différents types de dommages retrouvés dans les composites.

Tableau 1.1 Résumé des différentes formes de défauts dans les composites
Adapté de Adams et Cawley (1988, p. 216), Baker, Dutton et Kelly (2004, p. 415) et
Djordjevic (2009, p. 262)

Défauts engendrés par la fabrication	
Type	Description
Délaminages	Séparation des plis d'un laminé, peuvent être présents dans les rayons de courbure (Wang et al., 2009) ou causés par une contamination lors du moulage (Adams et Cawley, 1988).
Décollements	Mauvaise adhésion entre deux pièces collées.
Porosités et vides	Petites bulles ou vides formés lors de la cuisson en raison de la présence d'humidité (transformée en vapeur), de liquides volatils ou d'air emprisonné lors du moulage (Adams et Cawley, 1988; Fahr, 1992).
Inclusions	Corps étrangers emprisonnés dans le matériau lors du drapage.
Orientation des fibres	Erreur sur l'orientation d'un pli, mauvaise séquence de laminage, fibres non tendues (ondulées).
Zone riche/pauvre en résine	Des zones riches ou pauvres en résine peuvent survenir aux changements d'épaisseur et dans les rayons de courbure (Fahr, 1992; Wang et al., 2009).
Cuisson incorrecte	Une cuisson insuffisante donne une matrice molle et collante alors qu'une surcuisson fragilise la matrice (Adams et Cawley, 1988).
Dommages d'usinage	Fissure le long de l'interface fibre/matrice, fibres arrachées, dégradation thermique de la matrice, fibres dénudées et délaminage des plis de surface (Arola et Ramulu, 1994; Bhatnagar et al., 2004).

Tableau 1.1 Résumé des différentes formes de défauts dans les composites (suite)

Défauts rencontrés en service	
Type	Description
Délaminages	Dommages les plus fréquents en service, généralement causés par des impacts (Adams et Cawley, 1988; Baker, Dutton et Kelly, 2004). Les chargements cycliques peuvent aussi entraîner des fissures dans la matrice qui donneront ensuite lieu à du délaminage.
Dommages causés par l'environnement	Absorption d'eau ou d'autres liquides. Dommages thermiques causés par les éclairs (Adams et Cawley, 1988; Baker, Dutton et Kelly, 2004).

Le fait que la grande majorité des défauts mentionnés ci-haut ne sont pas détectables par inspection visuelle impose l'utilisation de différentes techniques de contrôle non destructif. La méthode la plus commune est sans aucun doute l'inspection par ultrasons.

1.4.1 Les ultrasons conventionnels

L'inspection par ultrasons consiste à transmettre des impulsions acoustiques de hautes fréquences dans un matériau. Ces ondes ultrasonores sont générées par un transducteur piézoélectrique qui convertit un signal électrique oscillant en des vibrations de hautes fréquences (Fahr, 1992). Les fréquences typiques des ondes ultrasonores sont entre 0,1 MHz et 50 MHz (Olympus, 2007). La propagation de ces ondes dans un matériau élastique se fait principalement selon deux modes, soit par un déplacement des particules parallèle à la direction de propagation de l'onde (onde longitudinale) ou par un déplacement des particules perpendiculaire à la direction de propagation (onde de cisaillement) (Viens, 2009a). Les ondes longitudinales produisent des zones de tension et compression qui se déplacent dans le matériau, alors que les ondes de cisaillement créent des déplacements produisant des contraintes de cisaillement. Il existe d'autres types d'onde comme les ondes de surface, mais

il n'en sera pas question ici. La figure 1.7 illustre le principe de génération d'une onde longitudinale dans les matériaux élastiques.

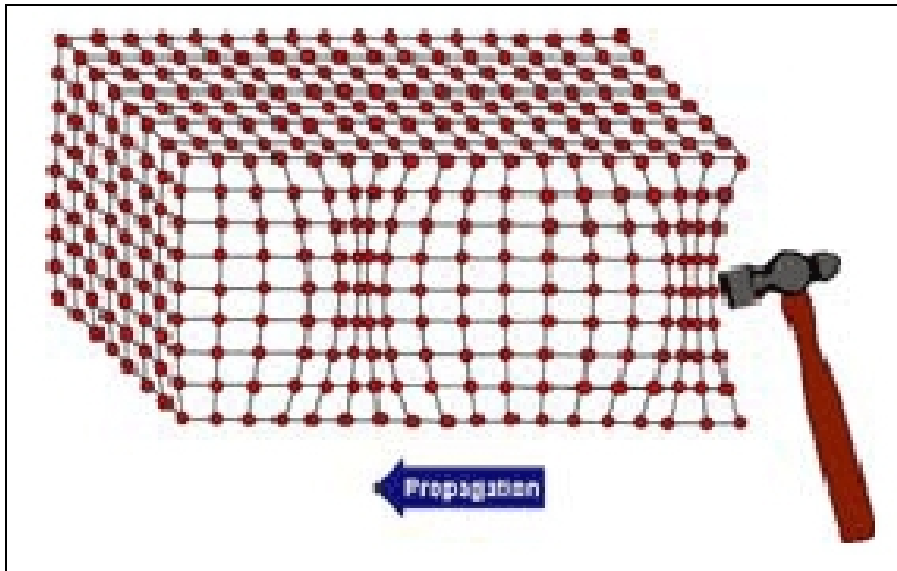


Figure 1.7 Illustration de la génération d'une onde dans un matériau
Tirée de Viens (2009, p. 77)

Lorsque les ondes ultrasonores rencontrent des variations dans l'impédance acoustique du milieu, une partie de l'énergie est réfléchiée et une autre partie est transmise. L'impédance acoustique correspond au produit de la vitesse du son dans le matériau par la densité de ce même matériau (Baker, Dutton et Kelly, 2004). Ainsi, il y a toujours une réflexion des ondes lorsque ces dernières passent d'un milieu à un autre ou lorsqu'elles rencontrent un défaut dont l'impédance acoustique diffère de façon considérable de l'impédance du matériau inspecté. Cette réflexion des ondes permet l'inspection en mode « pulse-écho » (figure 1.8). Ici, le transducteur agit à la fois comme émetteur et comme récepteur. Il est aussi possible d'utiliser la partie transmise des ondes en réalisant l'inspection en mode transmission (figure 1.9). Un récepteur séparé placé de l'autre côté de la pièce est alors nécessaire. En bref, la méthode par ultrasons se base sur la détection de variations dans les propriétés élastiques d'un matériau.

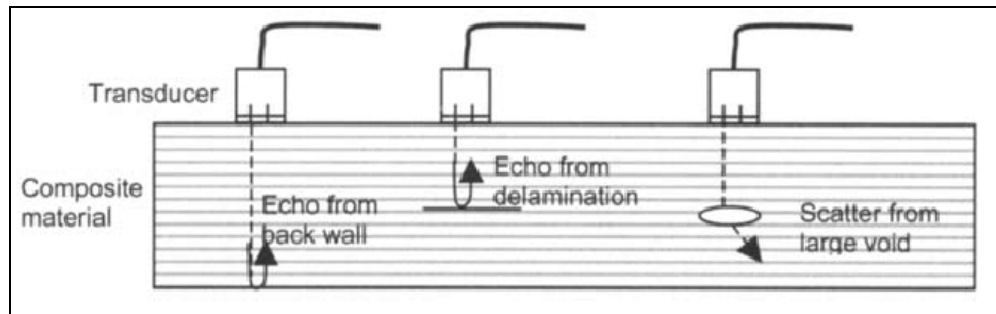


Figure 1.8 Inspection ultrasonore en mode pulse-écho (réflexion)
Tirée de Baker, Dutton et Kelly (2004, p. 419)

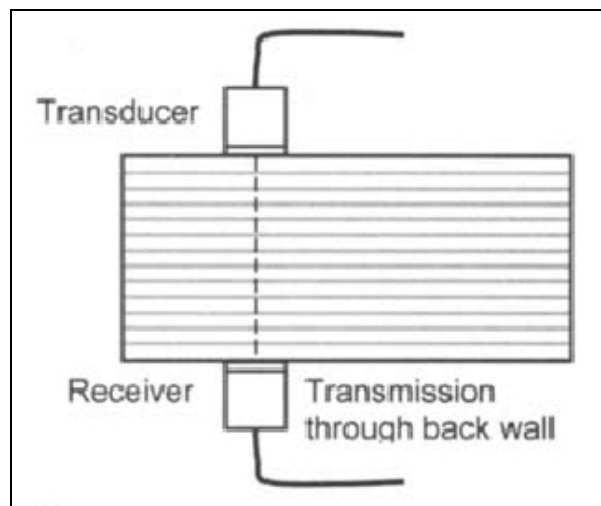


Figure 1.9 Inspection ultrasonore en mode
transmission
Tirée de Baker, Dutton et Kelly (2004, p. 418)

Un couplant est toujours nécessaire pour transmettre les ondes ultrasonores entre le transducteur et la pièce à cause de la grande différence d'impédance entre l'air et les matériaux solides (Baker, Dutton et Kelly, 2004). En effet, l'air réfléchit la presque totalité des ondes ce qui fait que très peu d'énergie est transmise à la pièce s'il n'y a pas de couplant. Un gel ou de l'eau sont généralement utilisés comme agent couplant. Le transducteur peut être directement en contact avec la pièce ou immergé avec elle dans un bassin d'eau. L'inspection par ultrasons se fait point par point, il est donc nécessaire de faire un balayage de la pièce afin d'inspecter la totalité de sa surface si cela est nécessaire. Ce balayage peut être fait manuellement ou de façon automatisée. Le signal enregistré en un point de la pièce

est souvent présenté sur un oscilloscope qui affiche son amplitude en fonction du temps. C'est ce qu'on appelle les signaux de type A ou « *A-scan* ». Lorsqu'un balayage est fait et que l'ensemble des « *A-scans* » est enregistré simultanément avec les coordonnées de la sonde (cas général des systèmes d'inspection automatisés), il est possible d'obtenir une vue en plan de la pièce. Il s'agit ici d'une représentation de type C (*C-scan*). Il est aussi possible d'aligner plusieurs « *A-scans* » enregistrés sur une même ligne de balayage de façon à obtenir une vue de coupe de la pièce. On parle alors d'une représentation de type B (*B-scan*). La figure 1.10 illustre les différentes représentations des signaux ultrasonores.

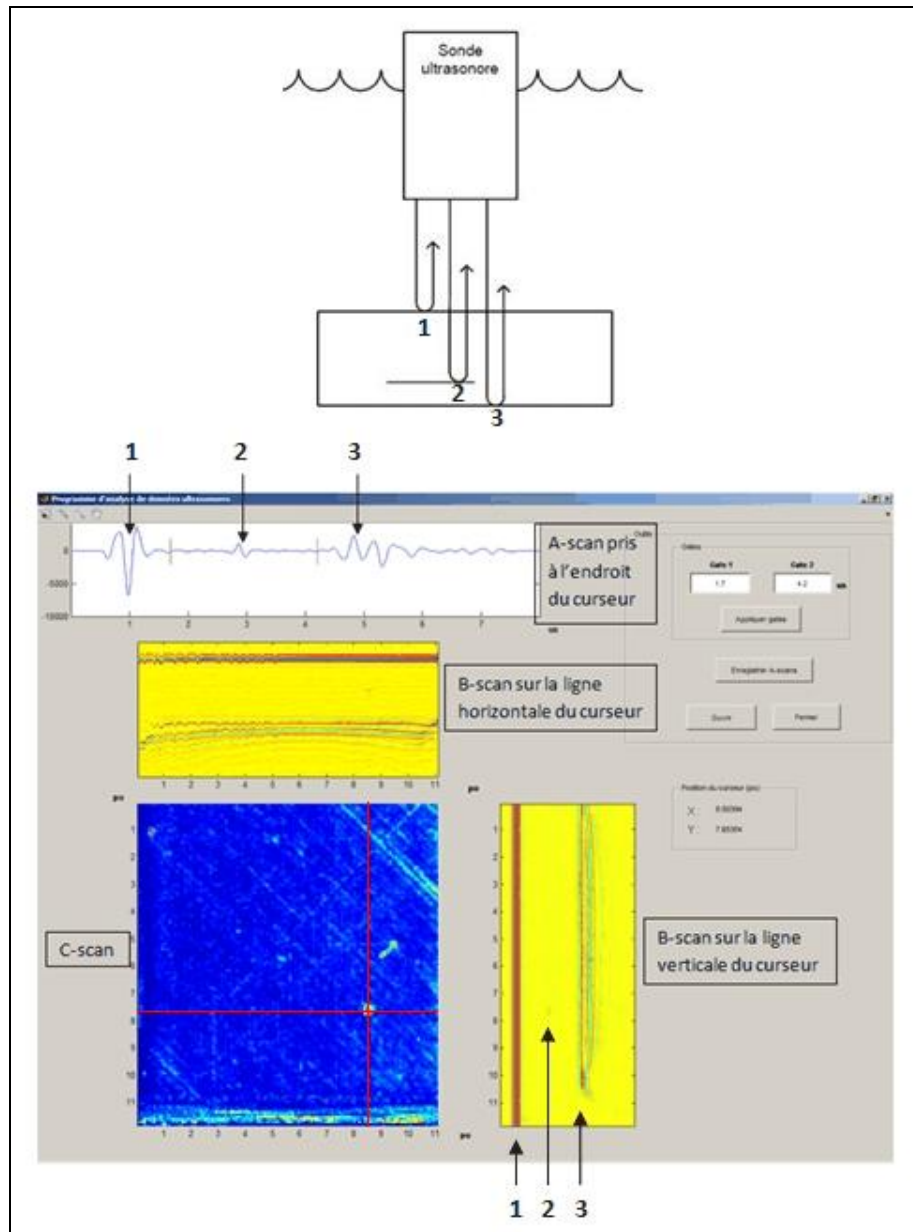


Figure 1.10 Les différentes représentations des signaux ultrasonores

L'écho identifié par le chiffre 1 correspond au signal réfléchi par la surface du dessus, l'écho identifié par le chiffre 3 correspond au signal réfléchi par la surface du dessous et l'écho identifié par le chiffre 2 provient ici d'un vide (bulle d'air) dans le composite. Il est possible de voir la forme du défaut à l'endroit du curseur sur l'image « C-scan » par contraste de couleur.

Les ultrasons constituent une méthode efficace pour la détection de fissures dans le plan, de délaminages, de vides importants, de certains corps étrangers et de zones dont le niveau de porosité est élevé (Baker, Dutton et Kelly, 2004). Il est aussi possible d'obtenir de l'information sur les différentes orientations des fibres présentes dans un laminé par une technique de rétrodiffusion des ondes où le transducteur est incliné par rapport à la surface de la pièce (Adams et Cawley, 1988). La technique de rétrodiffusion permettrait aussi de détecter des fissures transversales (Raju, 1986).

Les avantages de cette méthode de contrôle non destructif sont qu'il est possible de localiser dans l'espace et d'estimer la taille d'une discontinuité grâce aux différentes représentations des signaux (A-scan, B-scan et C-scan). C'est aussi une méthode qui s'adapte bien à des systèmes automatisés (Viens, 2009a). L'inspection par ultrason est considérée comme une méthode sans danger, précise et fiable (Fahr, 1992).

Il existe tout de même certaines limitations. Tout d'abord, l'atténuation des ondes est élevée dans les composites ce qui réduit leur capacité à se propager sur une grande distance (Fahr, 1992; Scarponi et Briotti, 2000). L'interprétation des signaux peut également être difficile pour les pièces ayant une géométrie complexe en raison des nombreuses réflexions d'ondes qui peuvent survenir sur les différentes parois (Viens, 2009a). Les discontinuités parallèles au faisceau ultrasonore peuvent aussi être difficiles à détecter et la rugosité de la surface peut influencer les performances de la méthode (Viens, 2009a). Cependant, les derniers développements en ultrasons ont mené à l'apparition des appareils multiéléments. L'avantage de ceux-ci se trouve au niveau de la flexibilité d'inspection. La prochaine section portera donc sur ce type particulier d'appareil.

1.4.2 Les ultrasons multiéléments

Les appareils ultrasons multiéléments se basent sur l'utilisation d'un transducteur comportant plusieurs éléments piézoélectriques distincts. Chacun de ces éléments est capable d'émettre une onde ultrasonore. La principale caractéristique des systèmes multiéléments est

l'excitation contrôlée par logiciel de chaque élément de façon à produire un faisceau dont il est possible de modifier l'orientation et la focalisation (Olympus, 2007). L'obtention de tels faisceaux est possible grâce au phénomène d'interférence constructive et destructive des ondes. Les ondes provenant de deux ou plusieurs sources génèrent une interférence constructive ou destructive se traduisant par une augmentation ou une diminution de l'énergie de l'onde à chaque point de combinaison (Olympus, 2009). En variant le synchronisme entre les ondes produites par les différents éléments, il est possible d'utiliser les effets d'interférences pour orienter et focaliser le front d'onde résultant. Ainsi, chaque élément du transducteur est excité avec une certaine amplitude et un certain délai. Un seul transducteur multiélément permet, entre autres, de réaliser différentes inspections qui nécessitent habituellement l'utilisation de plusieurs transducteurs standards (Drinkwater et Wilcox, 2006). De façon similaire, des délais variables sont appliqués à la réception des échos par chacun des éléments. Les signaux reçus sont ensuite combinés. La figure 1.11 illustre le principe permettant d'obtenir différentes formes de faisceau.

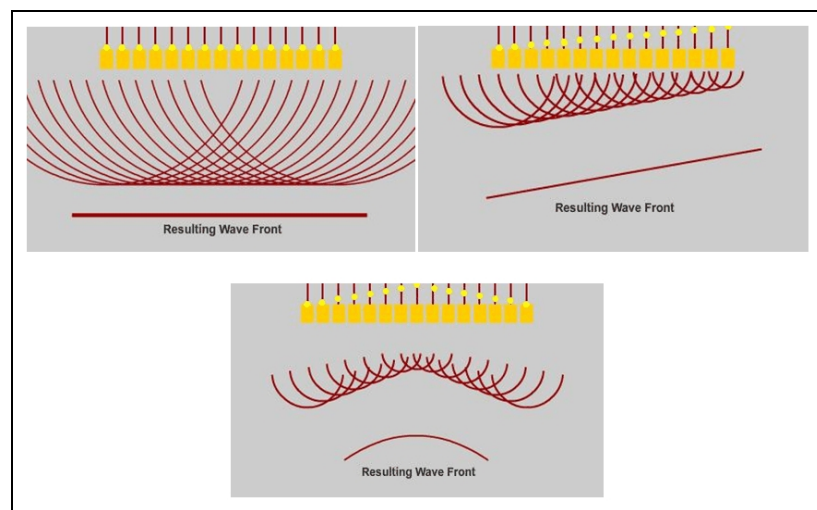


Figure 1.11 Principe d'interférence des ondes dans les systèmes multiéléments
Tirée d'Olympus (2009)

La plupart des systèmes multiéléments permettent de produire des images à partir de chaque point d'inspection, c'est-à-dire qu'un balayage physique n'est pas nécessaire. Seulement

quelques éléments de la sonde sont excités à la fois et un balayage électronique est produit en excitant différents groupes d'éléments selon une séquence précise (Drinkwater et Wilcox, 2006). La figure 1.12 montre différents types de balayage électronique. Le schéma du haut montre un balayage linéaire, celui du centre, un balayage sectoriel (modification de l'angle du faisceau) alors que celui du bas montre une focalisation à différentes profondeurs.

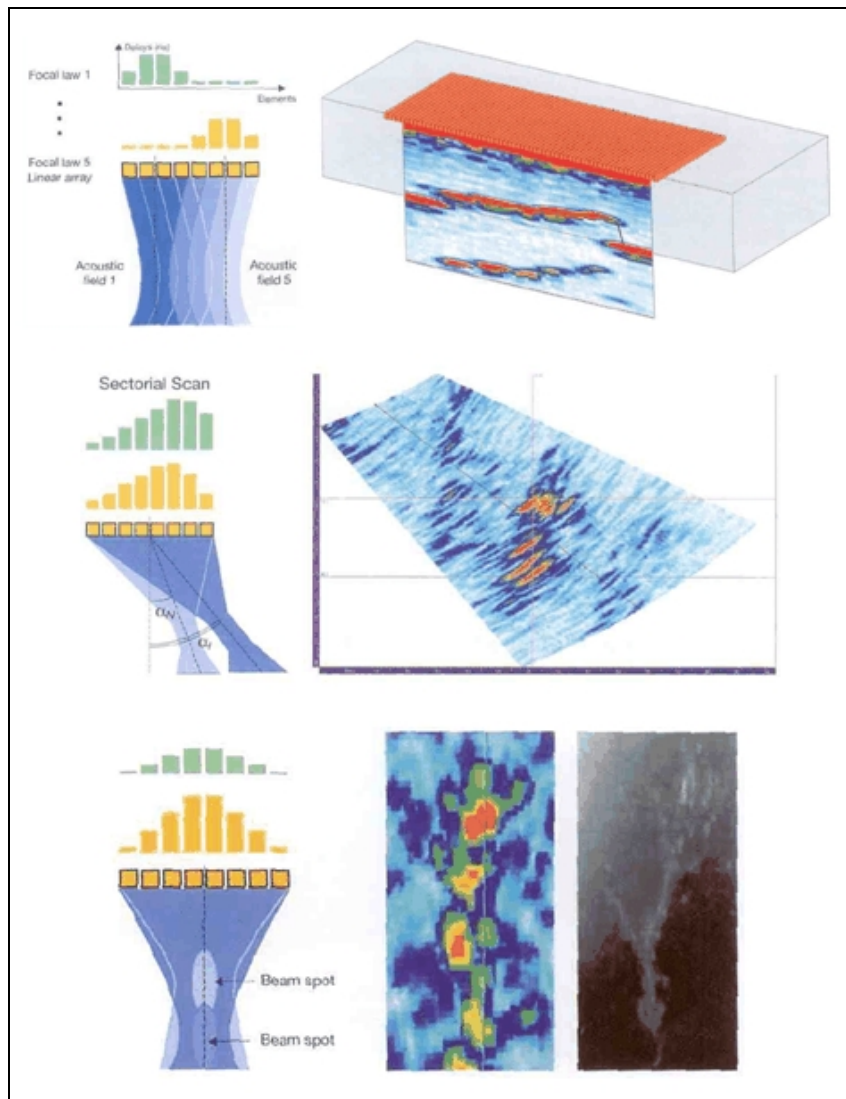


Figure 1.12 Différents types de balayage électronique grâce aux multiéléments

Adaptée d'Olympus (2007a, p. 12, 13 et 14)

En plus de la possibilité de modifier la forme du faisceau ultrasonore, les systèmes multiéléments permettent le développement de nouvelles techniques de traitement de signal. Comme exemple, on peut mentionner la méthode de focalisation totale (Venkat et al., 2010; Wilcox, Holmes et Drinkwater, 2007) possible grâce à l'acquisition pleine matrice (BERCLI, 2005). On y retrouve sensiblement les mêmes avantages et inconvénients que pour les ultrasons conventionnels. L'interprétation des résultats est facilitée étant donné qu'il est possible d'obtenir directement une image à partir de chaque point d'inspection (sans balayage physique). Les ultrasons conventionnels et multiéléments sont tous deux basés sur la propagation d'ondes ultrasonores. La prochaine méthode abordée utilise une approche complètement différente. Il s'agit de la thermographie, dont l'utilisation dans le domaine de l'aéronautique est de plus en plus répandue particulièrement pour l'inspection de matériaux composites.

1.4.3 La thermographie active

En thermographie, on observe la température de surface d'un objet pour identifier les régions où le flux de chaleur est modifié par une anomalie à la surface ou sous la surface (Hung et al., 2009; Shepard, 2007). On mesure ainsi des variations de température causées par des différences dans la conductivité thermique d'une structure (Baker, Dutton et Kelly, 2004). Pour ce faire, l'objet est excité de façon à forcer un changement de température de sa surface. Une caméra infrarouge permet ensuite de suivre l'effet de la diffusion de la chaleur de la surface vers le centre de l'objet. On observe donc une décroissance exponentielle de la température de la surface. La présence d'un défaut sous la surface interfère alors avec le flux de chaleur (Shepard, 2007). La surface à proximité du défaut se refroidira alors plus lentement que le reste de la surface où le matériau est sans défauts. Le défaut se présentera donc comme un point chaud sur l'image de la caméra (Hung et al., 2009; Maldague, 2002). La figure 1.13 illustre le principe.

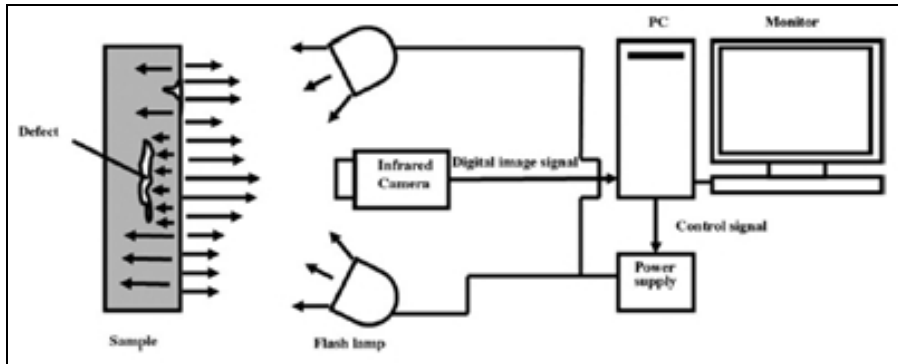


Figure 1.13 Schéma de principe de la thermographie par rayonnement thermique
Tirée de Hung et coll. (2009, p. 82)

Il existe quatre types d'excitation thermique utilisables en thermographie, soit le chauffage par rayonnement, la stimulation mécanique (vibrations), les réactions chimiques (utilisation de la chaleur dégagée par la réaction exothermique d'un adhésif par exemple) et l'excitation électrique (augmentation de température par effet joule) (Shepard, 2007). La méthode la plus courante est par rayonnement thermique, mais la stimulation mécanique semble aussi prometteuse et mérite qu'on s'y attarde.

1.4.3.1 Rayonnement thermique

L'excitation par rayonnement thermique (ou excitation optique) consiste à utiliser la lumière visible ou des radiations infrarouges produites par des lampes pour augmenter la température de surface d'un objet (ex. : lampe flash, lampe halogène, etc.) (Hung et al., 2009; Shepard, 2007). Pour les expositions de courte durée, la pièce est chauffée par une pulsation de chaleur produite par une lampe flash de grande puissance (Baker, Dutton et Kelly, 2004; Hung et al., 2009). Pour les expositions de longue durée, le chauffage de la pièce se fait de façon continue pour une durée de 1 à 30 minutes. Cette méthode permet la détection de défauts à de plus grandes profondeurs (Hung et al., 2009). Le chauffage peut aussi se faire de façon modulée, c'est-à-dire que l'intensité de la source de chaleur varie de façon périodique. Ici, il existe une relation entre la fréquence d'excitation utilisée et la profondeur du défaut détecté (Ibarra-Castanedo et al., 2007).

L'inspection peut se faire en mode réflexion où la caméra infrarouge et la source de chaleur se trouvent du même côté de la pièce ou bien en mode transmission où la caméra et la source de chaleur sont de part et d'autre de la pièce. La chaleur transmise diffuse alors à travers la pièce et est captée par la caméra de l'autre côté (Meola, Carlomagno et Giorleo, 2004). Il est aussi possible d'estimer la profondeur d'un défaut en affichant l'évolution logarithmique de la température de surface en fonction du temps. Cette évolution suit habituellement une droite de pente égale à -0,5 lorsque le matériau est sans défaut (voir la section 2.3.3). Lorsqu'il y a présence d'un défaut, l'évolution logarithmique de la température s'écarte de cette droite. Le temps de réponse de la déviation par rapport à la droite caractéristique est fonction de la profondeur du défaut (figure 1.14).

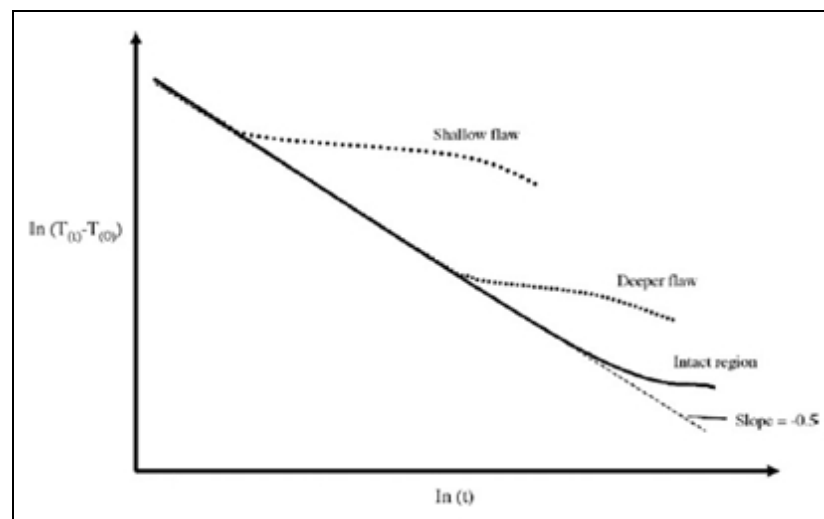


Figure 1.14 Évolution logarithmique de la température
en thermographie
Tirée de Hung et coll. (2009, p. 83)

1.4.3.2 Méthode par vibrations

On utilise les vibrations pour stimuler directement les défauts internes (lesquels vont s'échauffer par frottement et autres mécanismes) sans chauffer la surface de la pièce. Cette méthode est efficace pour la détection de fissures et de délaminages (Ibarra-Castanedo et al., 2007). La chaleur produite voyage par conduction dans toutes les directions et une caméra infrarouge permet de détecter le défaut (Shepard, 2007).

Les performances de la thermographie dépendent, entre autres, de la diffusivité thermique du matériau qui caractérise le temps de réponse du système à une variation de température en surface, de l'effusivité qui est associée à une notion d'impédance thermique (détermine les coefficients de réflexion/transmission de l'onde thermique), et de l'émissivité qui est la capacité d'une surface à émettre l'énergie infrarouge. Une diffusivité élevée, comme l'aluminium, nécessite l'utilisation d'une caméra à haute vitesse. Une effusivité élevée nécessite une plus grande quantité de chaleur pour élever la température de la pièce inspectée. Finalement, une surface dont l'émissivité est faible peut nécessiter l'application d'une peinture noire pour permettre l'inspection par thermographie.

Pour ce qui est des matériaux composites, ils présentent généralement une diffusivité intermédiaire, une faible effusivité et une bonne émissivité (explicable, entre autres, par la couleur noire des composites à fibres de carbone) ce qui fait que la thermographie est bien adaptée à l'inspection de ce type de matériau (Shepard, 2007). La thermographie est surtout utilisée pour la détection de délaminages et de décollements (Baker, Dutton et Kelly, 2004; Genest et al., 2009; Hung et al., 2009). Il serait aussi possible de détecter des vides, de l'eau emprisonnée dans les cellules des panneaux sandwich et des inclusions de corps étrangers (Shepard, 2007). Certains chercheurs ont utilisé la thermographie pour l'évaluation des dommages causés par le perçage des composites (délaminage et dégradation thermique) (Avdelidis et al., 2004; Avdelidis, Hawtin et Almond, 2003).

La thermographie possède les avantages d'être une méthode sécuritaire, sans contact (à l'exception de la vibrothermographie), très rapide et qui permet l'inspection de grandes surfaces (Baker, Dutton et Kelly, 2004; Hung et al., 2009; Ibarra-Castanedo et al., 2007; Shepard, 2007). Une comparaison entre les ultrasons et la thermographie pour l'inspection d'échantillons de composite a démontré qu'un haut taux de détection est possible avec la thermographie, mais les ultrasons permettent généralement une meilleure résolution (Baker, Dutton et Kelly, 2004). La thermographie facilite cependant l'interprétation des résultats (Hung et al., 2009) et les défauts sont facilement visibles lorsque la différence de température entre une région sans défauts et une anomalie est supérieure à 1 °C (Kang et al., 2006). Cependant, il faut noter que la taille du plus petit défaut détectable dépend de sa profondeur (Hung et al., 2009). Pour qu'un défaut soit détecté, sa taille doit être approximativement de 1 à 2 fois sa profondeur (Maldague, 2002; Meola, Carlomagno et Giorleo, 2004). La détection d'un défaut serait aussi influencée par l'épaisseur de ce dernier (Meola, Carlomagno et Giorleo, 2004). Un défaut mince n'aura pas beaucoup d'influence sur la distribution de température à la surface en raison de sa faible résistance thermique. De plus, la méthode est limitée aux surfaces planes ou avec un grand rayon de courbure pour avoir un chauffage le plus uniforme possible (Ibarra-Castanedo et al., 2007). Les pièces très épaisses sont aussi difficiles à inspecter (Baker, Dutton et Kelly, 2004).

1.4.4 La shearographie numérique

La shearographie est relativement récente et commence à s'implanter dans l'industrie. Elle est entre autres utilisée pour l'inspection de pneus, mais serait aussi efficace pour la détection de délaminages dans les composites. Elle se base sur le principe d'interférométrie de speckle aussi désigné sous le terme de granularité laser. Lorsqu'un objet est éclairé avec une lumière cohérente (capable d'interférence, généralement produite par un laser), elle génère un système d'interférences dans l'espace. Il y a interférence entre les ondes lumineuses diffusées par la pièce en raison de la rugosité de la surface qui produit des variations dans le chemin optique des ondes entre l'objet et un point d'observation. La lumière ainsi réfléchi a un aspect granuleux tel que montré à la figure 1.15 (Smigielski, 2001).

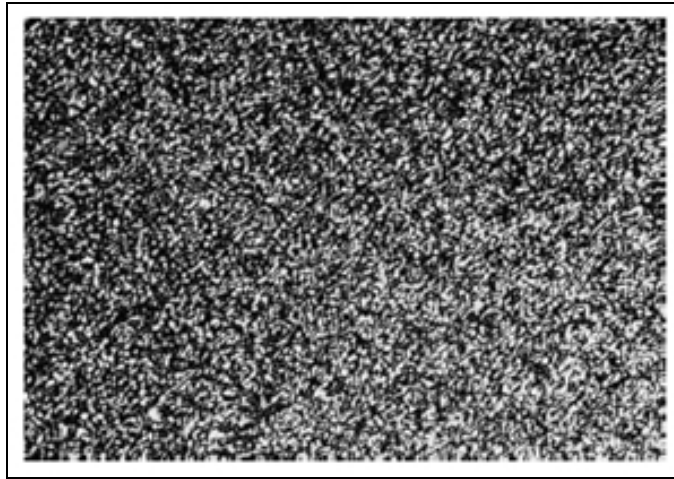


Figure 1.15 Image de la granularité laser
Tirée de Smigielski (2001, p. 3)

L'objet est donc éclairé par une source laser de façon à obtenir le système d'interférences présenté précédemment. L'image de l'objet est aussi dédoublée dans une certaine direction grâce à un dispositif optique. Les deux images décalées interfèrent alors, formant une figure de speckle complexe (Hung et Ho, 2005; Smigielski, 2001). Une première figure de speckle complexe de l'objet non déformé est enregistrée, puis une charge est appliquée de façon à déformer légèrement cet objet. Une seconde image est alors enregistrée. La « soustraction » ou la comparaison des deux images produit alors des franges d'interférence qui caractérisent la dérivée spatiale (gradient) des déplacements de la surface de l'objet suivant l'axe de dédoublement (Hung et Ho, 2005; Smigielski, 2001). Lorsqu'un objet comporte un défaut et qu'il est soumis à une charge, il se produit une concentration des contraintes et une déformation anormalement grande dans la région du défaut. Si le défaut n'est pas trop éloigné de la surface, il entraînera des anomalies dans le champ des déformations de la surface. Ces anomalies se traduiront par des franges d'interférence caractéristiques (Hung et Ho, 2005). Cette méthode mesure donc la réponse d'un matériau à une contrainte. Les défauts se présentent comme des anomalies dans la déformation d'un objet lorsqu'il est mis sous contraintes (Hung et al., 2009). La figure 1.16 illustre le principe de la shearographie numérique.

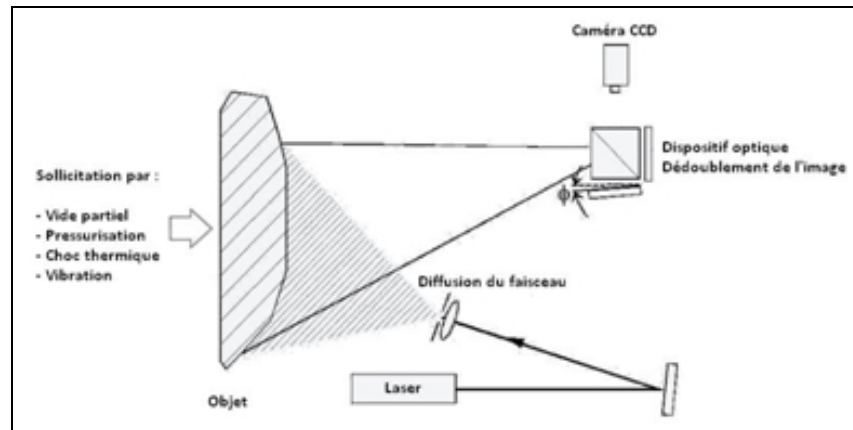


Figure 1.16 Principe de la shearographie numérique
Adaptée de Pezzoni et Krupka (2000)

Comme mentionné précédemment, l'inspection par shearographie nécessite de contraindre l'objet. Pour ce faire, différentes techniques sont possibles, chacune permettant de mettre en évidence certains types de défauts particuliers. Si le mode de chargement lors de l'inspection est similaire à celui de l'objet en service alors, les défauts critiques pour la durée de vie de la pièce seront révélés et les défauts cosmétiques pourront être négligés (Hung et al., 2009; Hung et Ho, 2005). Les principales méthodes de chargement font l'objet des paragraphes qui suivent.

1.4.4.1 Vide partiel et pressurisation

On place l'objet à inspecter dans une chambre dans laquelle on crée un vide partiel (pression négative). À ce moment, le spécimen est uniformément déformé et les défauts confinés dans le matériau auront tendance à gonfler. Les défauts se manifesteront donc par des franges d'interférence lors de l'inspection. Cette méthode ne permet cependant pas la détection de défauts débouchants en surface. Elle est surtout efficace pour la détection de vides et de délaminages dans les composites (Gerhard et Busse, 2002). Il est aussi possible d'inspecter seulement une partie d'une structure en utilisant un capot qu'on vient appuyer sur la pièce et dans lequel on fait le vide (figure 1.17) (Hung, 1996). La caméra shearographique et les sources lasers peuvent aussi être incorporées à ce capot. La figure 1.18 donne un exemple de

l'utilisation de la shearographie avec sollicitation par vide partiel sur une pale d'hélicoptère. La pale est placée dans une chambre dans laquelle on fait le vide et des caméras se déplacent pour la détection de délaminages. Il est aussi possible de pressuriser un réservoir ou une section creuse pour en inspecter les parois.

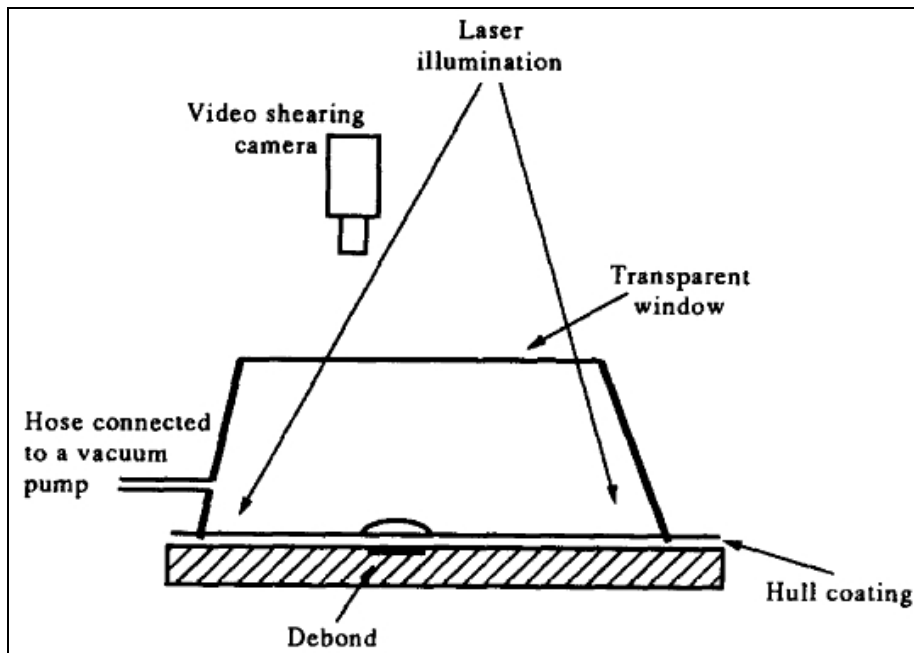


Figure 1.17 Shearographie par vide partiel avec l'utilisation d'un capot
Tirée de Hung (1996, p. 172)

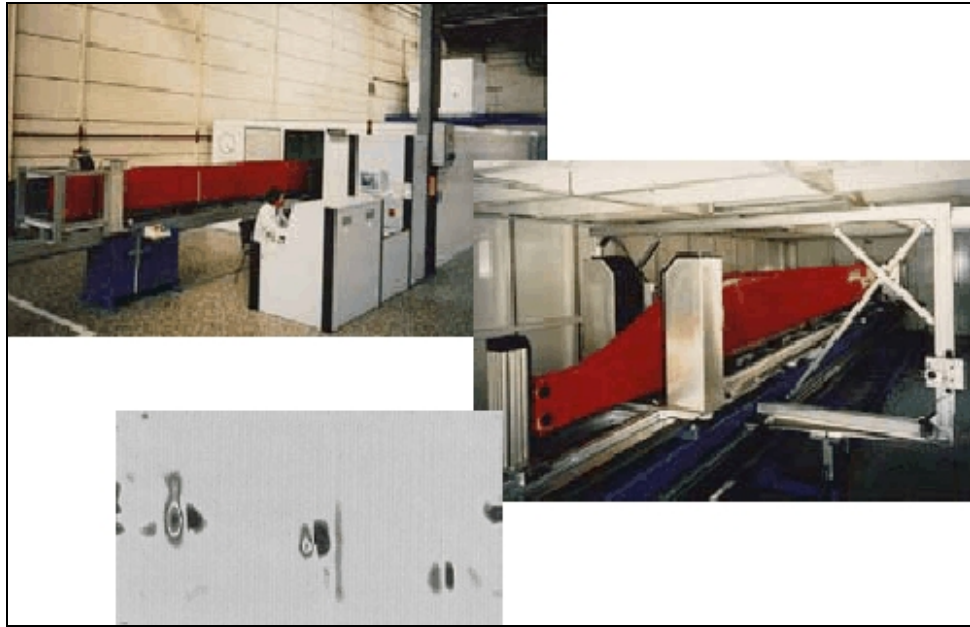


Figure 1.18 Inspection d'une pale d'hélicoptère par shearographie
Tirée de Viens (2009b, p. 33)

1.4.4.2 Vibration

Cette technique est utilisée pour les défauts qui débouchent en surface. La source d'excitation est un puissant haut-parleur (Hung et al., 2009) ou un transducteur ultrasonore (Gerhard et Busse, 2002). La chaleur produite par le frottement des surfaces d'un défaut excité par vibration peut engendrer un renflement à la surface de l'objet en raison de l'expansion thermique. Le défaut sera alors détectable par shearographie (Gerhard et Busse, 2002).

1.4.4.3 Choc thermique

Cette méthode permet la détection de fissures, de corrosion et de délaminage qui se retrouvent sous la surface (Gerhard et Busse, 2002; Hung et al., 2009). Une image est capturée avant l'excitation, puis une impulsion de chaleur est produite par une lampe. Ensuite, une série d'images est prise et traitée. La déformation de l'objet est produite par l'augmentation de température de la surface (phénomène de dilatation thermique) (Menner, 2009).

L'image obtenue par shearographie correspond à des franges d'interférence qui représentent la dérivée spatiale des déplacements de la surface de l'objet, ce qui rend l'interprétation des résultats relativement difficile. La forme des franges d'interférence produites par la présence d'un défaut dépend de la réponse du défaut à la contrainte appliquée. Cette réponse dépend de la nature du défaut, de sa taille, de sa position et de l'état des contraintes appliquées à la pièce (Hung et Ho, 2005). En fait, on affirme que seuls les délaminages dans les composites peuvent être caractérisés de façon fiable. Lorsqu'un vide partiel est appliqué, la présence d'un délaminage produit un renflement de la surface qui résulte en un motif en forme de papillon sur l'image shearographique. La taille du délaminage est à peu près équivalente à la taille du motif. La profondeur du défaut peut être liée qualitativement à la densité des franges. Un défaut plus près de la surface entraînera une plus grande déformation de cette dernière. Ainsi, la densité de frange sera plus importante que pour un défaut plus profond puisque les franges représentent le gradient des déplacements de la surface (Hung et Ho, 2005).

Tel que mentionné précédemment, la shearographie est surtout efficace pour la détection de délaminages et de défauts de collage dans les composites et les panneaux sandwich (Hung, 1996; Hung et al., 2009; Hung et Ho, 2005; Pezzoni et Krupka, 2000; Smigielski, 2001).

Les avantages de la shearographie sont pratiquement les mêmes que pour la thermographie. Elle est sans contact sauf dans le cas de l'excitation vibratoire, très rapide et permet l'inspection de grandes surfaces ainsi que la détection de défauts localisés sur la surface ou sous la surface (Hung, 1996; Hung et al., 2009; Hung et Ho, 2005). Il s'agit aussi d'une méthode très sensible, capable de détecter des déformations de la surface de l'ordre de la longueur d'onde du laser utilisé (Gerhard et Busse, 2002). Le principal avantage de la shearographie est néanmoins sa capacité à détecter des défauts qui, au repos, sont refermés (fissures, « *kissing bonds* », ...). Cet avantage la distingue de la thermographie qui a de la difficulté à détecter ces défauts qui offrent peu de résistance thermique. De plus, la shearographie détecte directement les faiblesses mécaniques d'une pièce et non des discontinuités thermiques qui peuvent éventuellement être liées à des défauts structuraux.

Elle est cependant sensible aux déplacements et vibrations entre la capture des images.(Hung et Ho, 2005; Menner, 2009; Smigielski, 2001). La surface de la pièce doit aussi être très réfléchive et doit diffuser la lumière, un revêtement est parfois nécessaire (Viens, 2009c). L'interprétation des images est aussi relativement difficile, on doit connaître la signature des franges d'interférence des différents types de défauts pour déterminer la nature d'un défaut (Hung, 1996).

1.4.5 Résumé des méthodes de contrôle non destructif

Suite à cette revue des méthodes de contrôle non destructif, on constate que chacune a ses avantages et ses limitations et surtout que chacune révèle l'information de manière différente. Le tableau 1.2 résume les différentes caractéristiques de chacune des techniques présentées précédemment. Les auteurs Kang et coll. (2006) présentent une comparaison entre trois méthodes, soit l'inspection par ultrasons en immersion, la thermographie avec excitation par refroidissement et la shearographie aussi avec excitation par refroidissement. Ces derniers font l'essai des trois méthodes sur deux panneaux sandwich en composite à fibres de carbone avec nids d'abeille en aluminium. Ils constatent que l'inspection par ultrasons en immersion donne une résolution élevée et permet l'évaluation de la profondeur du défaut, mais ne serait pas appropriée pour des applications industrielles. La thermographie et la shearographie offriraient une bonne sensibilité et une simplicité qui serait mieux adaptée à des applications sur le terrain. La thermographie a été plus efficace que la shearographie pour la détection et l'évaluation de la taille des dommages d'impact alors que la shearographie s'est avérée plus performante pour la détection d'un défaut artificiel. Cependant, l'évaluation de la taille des dommages est plus difficile et moins précise pour ces deux méthodes que pour l'inspection par ultrasons (Kang et al., 2006).

Tableau 1.2 Résumé des méthodes de contrôle non destructif présentées

Méthode	Principe physique	Avantages	Limitations	Types de défauts détectables dans les composites	Remarques au sujet de l'inspection de défauts en bordure de pièces
Ultrasons conventionnels	Détection de variations dans les propriétés élastiques d'un matériau	<ul style="list-style-type: none"> - Permet de localiser un défaut dans l'espace (mesure de la profondeur) - Possible d'évaluer la taille des défauts - Méthode adaptée pour des systèmes de balayage automatisé - Méthode précise et fiable 	<ul style="list-style-type: none"> - Inspection point par point (nécessite un balayage) - Un couplant est nécessaire entre la pièce et la sonde (gel ou eau) - Les signaux peuvent être difficiles à interpréter pour les géométries complexes - Les discontinuités parallèles au faisceau ultrasonore sont difficiles à détecter - Les surfaces rugueuses, les matériaux inhomogènes et les pièces de très petites dimensions sont difficiles à inspecter - Atténuation élevée des ondes dans les composites 	<ul style="list-style-type: none"> - Délaminages - Défauts de collage - Vides - Zones de porosité élevée - Certains corps étrangers - Fissures dans le plan - Angle des fibres 	L'utilisation d'une sonde focalisée sera probablement nécessaire de façon à obtenir une faible largeur de faisceau et donc une meilleure résolution.
Ultrasons multiéléments	Détection de variations dans les propriétés élastiques d'un matériau	<ul style="list-style-type: none"> - Mêmes avantages que pour les ultrasons conventionnels - Focalisation et orientation dynamiques du faisceau ultrasonore (flexibilité des appareils) 	- Sensiblement les mêmes que pour les ultrasons conventionnels	<ul style="list-style-type: none"> - Délaminages - Défauts de collage - Vides - Zones de porosité élevée - Certains corps étrangers - Fissures dans le plan 	Le balayage sectoriel ou la focalisation dynamique pourraient s'avérer efficaces.

Tableau 1.2 Résumé des méthodes de contrôle non destructif présentées (suite)

Méthode	Principe physique	Avantages	Limitations	Types de défauts détectables dans les composites	Remarques au sujet de l'inspection de défauts en bordure de pièces
Thermographie active	Détection de variations dans la conductivité thermique d'un matériau	<ul style="list-style-type: none"> - Sans contact - Rapide (quelques secondes à quelques minutes) - Inspection de la pièce entière (et non point par point) - Image facile à interpréter - Mise en œuvre simple et équipement facilement transportable 	<ul style="list-style-type: none"> - Taille des défauts détectables plus limitée, dépend du rapport entre la taille du défaut et sa profondeur - La variation des propriétés thermiques de la surface peut biaiser l'interprétation et limiter l'excitation thermique - Chauffage de la surface doit être uniforme - Les pièces avec géométrie complexe, avec de faibles rayons de courbure ou de grandes épaisseurs sont difficiles à inspecter - La surface peut réfléchir des signaux thermiques provenant d'autres sources 	<ul style="list-style-type: none"> - Délaminages - Défauts de collage - Porosités et vides - Certains corps étrangers - Eau emprisonnée dans les panneaux sandwich - Distribution anormale de résine 	La taille des défauts produits en bordure risque de poser problème en thermographie. La méthode d'excitation susceptible de fonctionner serait par vibration.

Tableau 1.2 Résumé des méthodes de contrôle non destructif présentées (suite)

Méthode	Principe physique	Avantages	Limitations	Types de défauts détectables dans les composites	Remarques au sujet de l'inspection de défauts en bordure de pièces
Shearographie numérique	Détection d'anomalies dans l'intégrité structurale d'une pièce	<ul style="list-style-type: none"> - Sans contact - Inspection de la pièce entière (et non point par point) - Méthode rapide - Un mode de chargement similaire à celui de l'objet en service révélera les défauts critiques à sa durée de vie - Possibilité de détecter une discontinuité dans un matériau même si les deux surfaces sont en contact l'une avec l'autre (ex : fissure refermée) - Possibilité de détecter des défauts de l'ordre de la longueur d'onde du laser utilisé 	<ul style="list-style-type: none"> - Méthode sensible aux déplacements de l'objet - Pas possible d'évaluer quantitativement la profondeur et la taille des défauts - Interprétation des résultats moins évidente - Nécessite l'utilisation de lasers puissants - La pièce doit être mise sous contrainte - La surface de la pièce doit être très réfléchive et doit diffuser la lumière, un revêtement est parfois nécessaire 	<ul style="list-style-type: none"> - Délaminages - Défauts de collage - Fissures 	Pour la détection de défauts en bordure, l'excitation par vibration est nécessaire puisqu'il s'agit de défauts qui débouchent en surface.

1.5 Définition de la problématique

Dans la littérature, aucun des travaux répertoriés ne tente de faire le lien entre l'endommagement des composites par l'usinage, les mesures par contrôle non destructif et les propriétés mécaniques du matériau. Établir un tel lien permettrait de connaître la criticité des défauts pour une application donnée. Il serait ainsi possible d'évaluer la performance du procédé d'usinage et donc d'en optimiser les paramètres. Quelques auteurs ont combiné essai mécanique et contrôle non destructif. Stinchcomb (1986) ainsi que Mahfuz et coll. (1995) ont utilisé les ultrasons pour détecter et suivre le développement des dommages dans un composite lors d'un chargement cyclique en tension (Mahfuz et al., 1995; Stinchcomb, 1986). Aymerich et Found (2000) ont utilisé les ultrasons pour suivre la progression des dommages lors de chargements statiques et cycliques en tension pour deux composites différents (Aymerich et Found, 2000) alors que Poon, Benak et Gould (1990) ont utilisé cette méthode pour l'évaluation des dommages causés par des impacts (Poon, Benak et Gould, 1990). Finalement, Steinberger et coll. (2006) ont étudié la progression des dommages lors d'essais de fatigue en tension à l'aide de la thermographie et des ultrasons (Steinberger et al., 2006). Dans le cas des essais de fatigue, les dommages observés sont une combinaison de fissures de la matrice, de ruptures de fibres et de délaminages alors que pour les essais d'impact, les dommages sont principalement du délaminage. Dans tous les cas, les ultrasons et la thermographie donnent surtout de l'information sur l'étendue des délaminages. L'étude des dommages d'usinage par contrôle non destructif n'est pas très répandue non plus. Quelques auteurs ont utilisé les ultrasons et la thermographie, mais seulement pour l'évaluation des dommages causés par le perçage. Tsao et Hocheng (2004) ont utilisé les ultrasons pour mesurer le délaminage causé par différents outils et différents paramètres de perçage (Tsao et Hocheng, 2004). Avdelidis et coll. (2004) ont pu détecter des dommages causés par le perçage et l'assemblage (dégradation thermique, boulons trop serrés, dommages causés par le réalignement de deux trous, chanfreinage abusif) grâce à la thermographie (Avdelidis et al., 2004).

En examinant l'ensemble de la revue de la littérature présenté ci-haut, on constate que la nature habituellement fragile et surtout hétérogène des matériaux composites influence grandement les processus d'usinage. Dans le cas de la coupe orthogonale et du fraisage, l'enlèvement de matière est caractérisé par la propagation de fissures dans la matrice et par la rupture des fibres soit par cisaillement soit par flexion. La propagation des fissures se fait de façon incontrôlée et généralement dans la direction des fibres ce qui peut entraîner une certaine forme d'endommagement au-delà de la surface usinée. L'orientation des fibres par rapport au déplacement de l'arête de coupe de l'outil joue un rôle important dans la formation des copeaux et de l'endommagement causé par l'usinage. De plus, la matrice ne peut supporter des températures très élevées, il est donc possible de causer une dégradation thermique lors de l'usinage et les efforts de coupe normaux au plan du laminé peuvent entraîner un délaminage des plis de surface. La présence de ces dommages combinée à l'état de contrainte triaxiale qui se développe en bordure des laminés multidirectionnels sollicités en tension laisse croire que l'usinage pourrait influencer les propriétés mécaniques du laminé. Il est possible que les dommages d'usinage favorisent alors l'initiation de la rupture et la propagation de délaminages. Lorsqu'on examine les ouvrages faisant directement référence à l'influence de l'usinage sur les propriétés mécaniques des composites, on constate que les conclusions divergent passablement pour les essais de traction et de flexion alors que le comportement en compression semble surtout influencé par le délaminage des plis de surface. Il faut cependant tenir compte du fait que le nombre de variables pouvant influencer les résultats est important. L'influence de l'usinage sur les propriétés mécaniques peut dépendre du type de composite (type de fibre, type de matrice, orientation des plis, etc.), de la méthode d'usinage (fraisage, coupe orthogonale, coupe à la scie abrasive, coupe au jet d'eau, etc.), des caractéristiques des outils utilisés (géométrie, matériau, etc.) et du type d'essai mécanique réalisé. De plus, étant donné que les dommages d'usinage s'étendent au-delà de la surface usinée, l'utilisation de méthodes de contrôle non destructif permettrait peut-être d'obtenir de l'information sur l'importance de ces dommages. Les ultrasons et la thermographie sont les deux méthodes les plus utilisées dans l'inspection de pièces en composite. Elles sont généralement utiles dans la détection de délaminages. Ainsi, la

problématique de recherche choisie se définit comme suit : évaluer l'importance des dommages d'usinage causés par fraisage à l'aide des ultrasons et de la thermographie dans un premier temps, puis évaluer l'influence de ces dommages sur les propriétés mécaniques en tension quasi-statique. On considère ici un laminé carbone/époxy quasi-isotrope à plis unidirectionnels. La première partie consiste à comparer la sensibilité des ultrasons et de la thermographie pour la détection de défauts se trouvant en bordure. Ensuite, les méthodes de contrôle non destructif seront utilisées pour évaluer l'endommagement du composite en fonction de différents paramètres d'usinage en fraisage. Finalement, la dernière partie tentera de vérifier l'influence du procédé d'usinage sur les propriétés mécaniques en tension d'un composite laminé. Les ultrasons seront aussi utilisés pour évaluer les dommages causés par différentes méthodes de préparation des échantillons de traction.

CHAPITRE 2

ANALYSE DE LA SENSIBILITÉ DES MÉTHODES DE CONTRÔLE NON-DESTRUCTIF ET ÉVALUATION DES DOMMAGES D'USINAGE

2.1 Approche

Pour valider les méthodes de contrôle non-destructif pour les composites, deux séries d'essais sont réalisées. Tout d'abord, les ultrasons et la thermographie sont utilisés sur des échantillons comportant deux types de défauts artificiels. Ces essais permettront de déterminer la capacité de chaque technique à détecter des défauts confinés en bordure d'une pièce. Ensuite, les deux techniques sont appliquées sur des échantillons obtenus par fraisage produisant ainsi des dommages d'usinage réels. Dans tous les cas, le composite utilisé est un préimprégné carbone/époxy à plis unidirectionnels de qualité aéronautique avec une fraction volumique de fibres de 64 %. Les laminés quasi-isotropes ont été fabriqués à la main et la polymérisation s'est faite en autoclave selon les standards de l'aéronautique. L'approche utilisée pour les deux séries d'essais ainsi que les résultats sont présentés dans les sections suivantes.

2.2 Méthodes de contrôle non-destructif

L'appareil ultrasons utilisé pour tous les essais est un système de balayage en immersion à 5 axes fabriqué par TecScan®. La figure 2.1 montre le système utilisé. Les échantillons sont placés dans le réservoir d'immersion rempli d'eau, laquelle sert de couplant pour la propagation des ultrasons. Chaque échantillon possède un côté lisse et un côté rugueux, caractéristique inhérente à la méthode de fabrication (sac sous vide d'un côté et surface du moule de l'autre lors de la polymérisation en autoclave). Les inspections sont réalisées sur les échantillons avec le faisceau ultrasonore orienté perpendiculairement à la surface lisse pour éviter la dispersion des ondes induite par la rugosité de surface. Le transducteur utilisé est un

monoélément focalisé en un point sur la surface des échantillons. Le mode pulse-écho (réflexion) est utilisé. Pour les échantillons avec défauts artificiels, un transducteur avec une fréquence de 7,5 MHz et une distance focale de 44,5 mm est utilisé ce qui correspond à un point focal de 0,46 mm de diamètre dans l'eau. La taille du point focal suit la relation suivante :

$$\Phi = F \cdot V / f \cdot D \quad (2.1)$$

Où F est la distance focale dans l'eau, V est la vitesse de propagation du son dans l'eau, f est la fréquence du transducteur et D est son diamètre. Pour les échantillons usinés, les paramètres utilisés sont quelque peu différents afin d'améliorer la résolution. Ici, un transducteur 10 MHz avec une distance focale de 25,4 mm est utilisé (correspondant à un point focal de 0,20 mm de diamètre dans l'eau). Le balayage est réalisé avec un pas de 0,38 mm (0,08 mm pour les échantillons usinés) dans les deux directions (directions de balayage et d'indexation). L'analyse des résultats est réalisée avec un programme maison développé sous Matlab®.



Figure 2.1 Système ultrasons Tecscan 5 axes
Tirée de Tecscan (2011)

Pour ce qui est de la thermographie, il s'agit du système Thermal Wave d'EchoTherm® présenté à la figure 2.2. La caméra infrarouge possède une vitesse d'acquisition de 20 Hz, une résolution de 320 x 240 pixels, une sensibilité de 20 mK et une gamme spectrale dans les grandes longueurs d'onde (8 à 9 μm). La caméra et les sources d'excitation sont montées sur un capot qu'on place par-dessus les échantillons de façon à diminuer l'influence de l'environnement. Deux lampes flash placées de chaque côté de la caméra sont utilisées pour l'excitation. L'acquisition des images se fait à une fréquence de 20 Hz pendant 35 secondes. L'évolution de la température de surface est donc enregistrée sur 699 images. L'analyse des résultats est réalisée grâce au programme libre IR-View fonctionnant sous Matlab® et développé par le laboratoire de vision infrarouge de l'Université Laval (Québec, Canada).



Figure 2.2 Équipement de thermographie
EchoTherm Thermal Wave
Tirée de Thermal Wave (2010)

2.3 Échantillons avec défauts artificiels

2.3.1 Méthodologie

Comme mentionné précédemment, une première série d'essai est réalisée sur des échantillons avec défauts artificiels dans le but d'évaluer la capacité des méthodes à détecter des dommages confinés en bordure. Deux plaques de 24 plis sont utilisées dans ce cas-ci. L'épaisseur totale de chacune des plaques est de 3,58 mm et l'orientation des plis est $[0/+45_2/-45_2/90]_{2s}$. La première plaque, nommée « ref-01 », comporte huit entailles semi-circulaires en bordure. Les entailles sont toutes situées environ à la mi-épaisseur du laminé et leur profondeur varie de 0,79 mm à 7,62 mm comme le montre la figure 2.3 a). Les

dimensions de la plaque sont approximativement 107 mm x 198 mm. Les entailles ont été usinées sur une machine à commande numérique à l'aide d'un disque abrasif de 24 mm de diamètre et de 0,64 mm d'épaisseur. Une photo de la plaque est présentée à la figure 2.3 b).

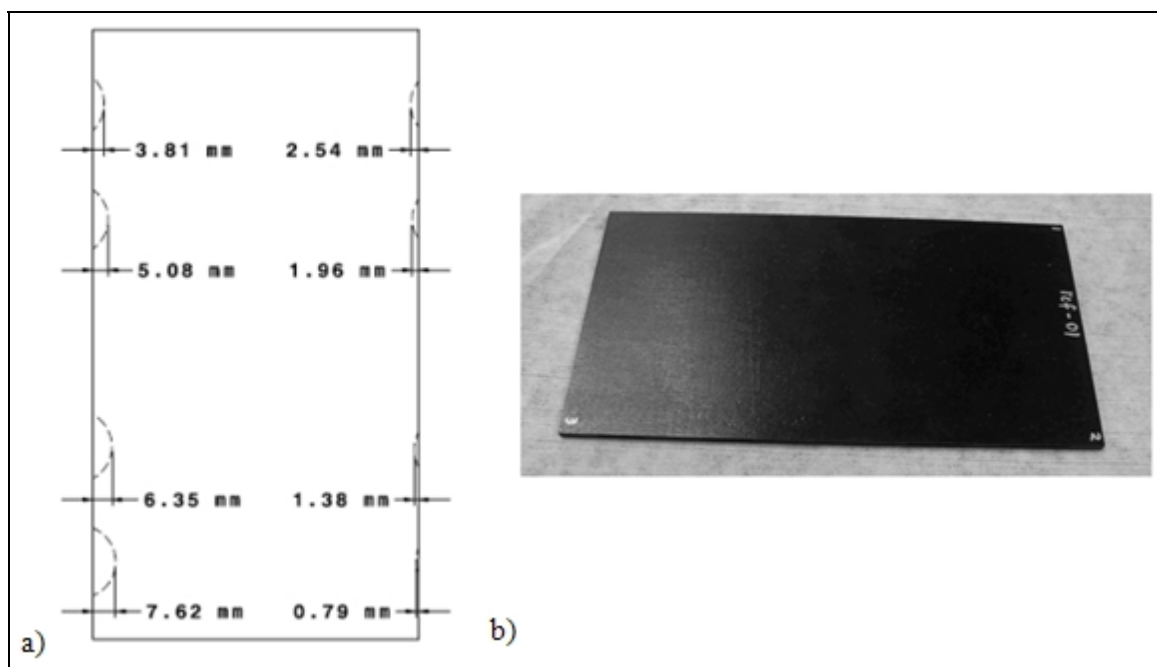


Figure 2.3 Échantillon avec entailles usinées (ref-01)
a) schéma des entailles; b) photo de l'échantillon

Pour la seconde plaque (ref-02), les défauts sont produits en insérant huit rubans de Teflon® à la mi-épaisseur lors du moulage. Les rubans sont placés le long de deux des quatre côtés de la plaque. Le ruban de Teflon® utilisé a une largeur de 12,7 mm, une épaisseur de 0,127 mm et la longueur des insertions varie de 1,59 mm à 10,22 mm telle que montrée la figure 2.4. Les rubans de Teflon® ont été coupés avec un excédent et insérés en bordure lors du moulage. Après la polymérisation, la plaque fut inspectée par ultrason de façon à mesurer les dimensions réelles des insertions. La quantité de matière à enlever pour obtenir les dimensions désirées des rubans a été déterminée à partir de cette mesure. L'excédent de matière a été enlevé par fraisage sur une machine à commande numérique. Dans ce cas-ci, les dimensions de la plaque finale sont approximativement de 109 mm x 196 mm.

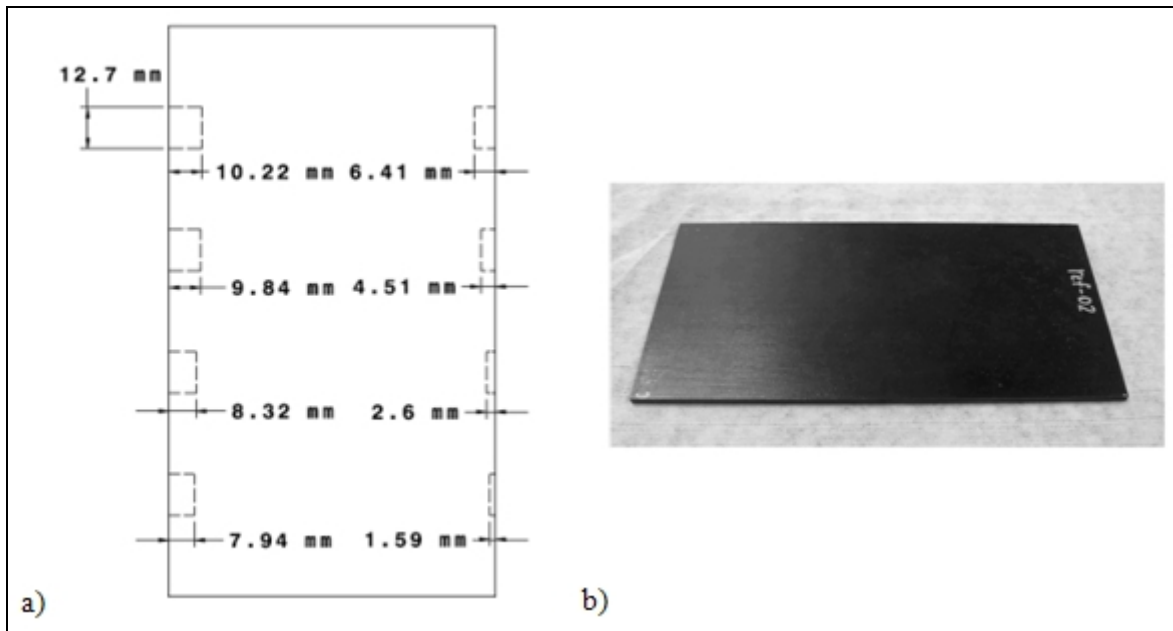


Figure 2.4 Échantillon avec rubans de Teflon (ref-02)
a) schéma des insertions de Teflon; b) photo de l'échantillon

2.3.2 Résultats obtenus par ultrasons

La figure 2.5 montre les images C-scan des deux échantillons avec défauts artificiels. Dans les deux cas, tous les défauts sont clairement visibles. Une petite indication, identifiée par la flèche, est aussi visible en bordure de l'échantillon ref-02 (figure 2.5 b)). Suite à des observations au microscope, il s'agirait d'une inclusion emprisonnée lors du moulage. Les bandes jaunes (claire) visibles dans le bas de l'échantillon avec entaille et dans le haut de l'échantillon avec films de Teflon sont dues à une diminution de l'épaisseur de la plaque, phénomène qui se produit lors du moulage. Les trois cercles visibles autour de l'échantillon ref-01 sont des têtes de vis qui servent d'appuis pour le positionnement des échantillons lors de l'inspection.

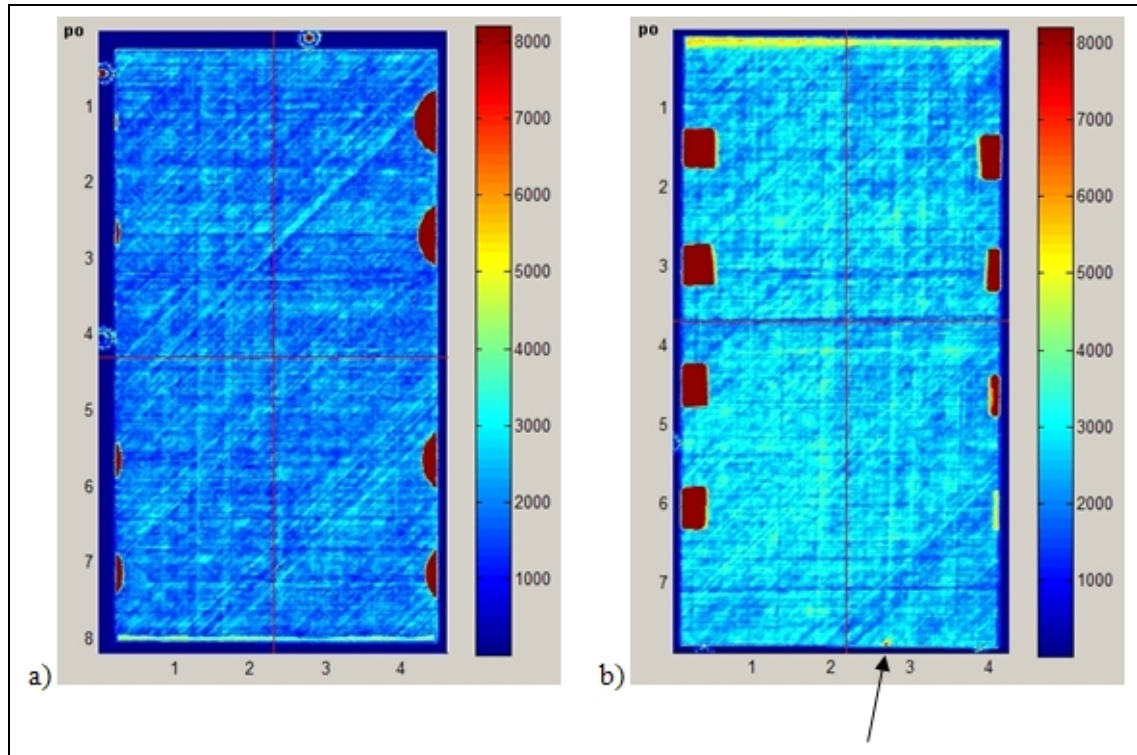


Figure 2.5 Images C-scan des échantillons avec défauts artificiels
a) échantillon ref-01; b) échantillon ref-02

Pour évaluer la sensibilité de cette technique, la profondeur des défauts par rapport aux bords de la plaque est mesurée et comparée aux valeurs théoriques. Tout d'abord, tous les signaux sont corrigés pour compenser l'atténuation des ondes dans le matériau. Il s'agit de multiplier chacun des signaux A-scan selon la relation (2.2).

$$A(t) = A_0(t) \cdot e^{\alpha \cdot v \cdot t} \quad (2.2)$$

$A_0(t)$ correspond au signal initial, α est le coefficient d'atténuation du matériau et v correspond à la vitesse du son dans ce même matériau. Ici, α et v sont évalués à partir de mesures prises sur l'échantillon ref-01. Ceci est connu sous l'appellation « *Time Corrected Gain* » et permet d'afficher les échos des défauts plus profonds dans la pièce avec la même amplitude que s'ils se trouvaient plus près de la surface. Ensuite, un critère de dommage est appliqué afin d'établir une distinction précise entre le bruit et le signal provenant d'un défaut.

Il s'agit d'une valeur absolue d'amplitude pour laquelle un pixel de l'image C-scan est considéré comme un défaut. Lorsque la valeur maximale absolue à l'intérieur de la fenêtre d'affichage (entre les « *gates* ») d'un A-scan dépasse cette valeur, le pixel correspondant sur l'image C-scan est marqué comme étant un défaut (blanc) alors que les autres pixels sont marqués comme faisant partie d'une région saine (noir). On obtient ainsi une image binaire qui permet de discriminer clairement les zones de défauts des zones saines. La valeur du critère de dommage choisie correspond à la moitié de l'amplitude maximale observée sur un défaut. Ainsi, la dimension d'un défaut est évaluée à la moitié de son amplitude maximale (connu sous l'appellation « *Full Width at Half Maximum* »). La fenêtre d'affichage (« *gates* ») est placée entre l'écho de surface et l'écho de fond de façon à afficher les signaux provenant de la structure interne des échantillons et non des surfaces. La figure 2.6 montre le résultat obtenu pour l'échantillon ref-01. La figure 2.7 montre l'image C-scan avec l'application du seuil de dommage pour l'échantillon ref-02. La mesure de la dimension des défauts correspond à la distance entre le bord de la plaque (la surface de la plaque étant déterminé par la saturation de l'écho de surface) et le pixel blanc le plus éloigné d'une région considérée comme étant un défaut. Les dimensions mesurées sont présentées au tableau 2.1.

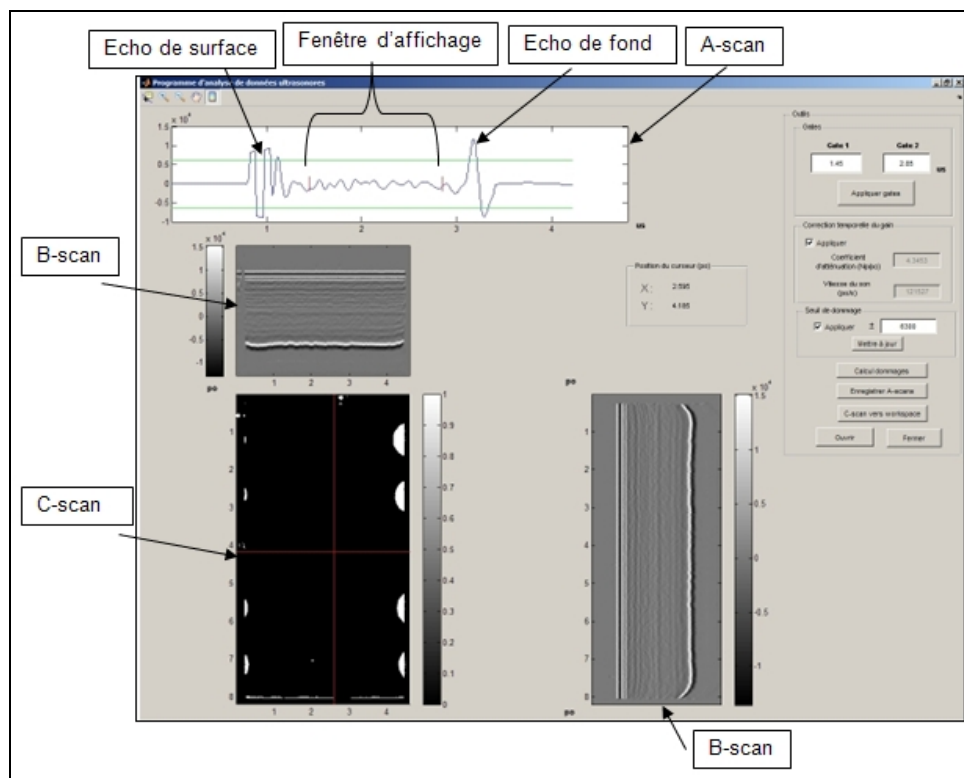


Figure 2.6 Traitement des données pour l'évaluation de la taille des défauts

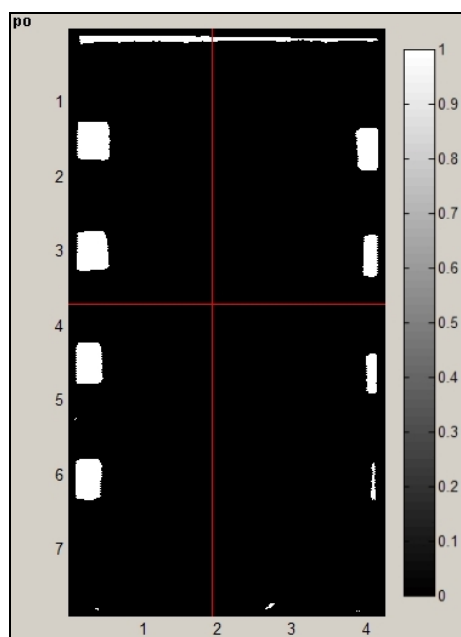


Figure 2.7 Image binaire de l'échantillon ref-02

Tableau 2.1 Dimensions mesurées par ultrasons des défauts artificiels versus valeurs théoriques

	Dimensions théoriques (mm)	Dimensions mesurées (mm)	Écart (mm)	% d'erreur
Échantillons avec entailles usinées (ref-01)	7,62	7,62	0,00	0 %
	6,35	6,48	0,13	2 %
	5,08	5,33	0,25	5 %
	3,81	3,81	0,00	0 %
	2,54	2,67	0,13	5 %
	1,96	1,91	-0,05	-3 %
	1,38	1,52	0,14	10 %
	0,80	0,76	-0,04	-4 %
Échantillons avec films de Teflon (ref-02)	10,22	11,05	0,83	8 %
	9,84	10,67	0,83	8 %
	8,32	8,76	0,44	5 %
	7,94	8,38	0,44	6 %
	6,41	7,24	0,83	13 %
	4,51	4,95	0,44	10 %
	2,60	3,05	0,45	17 %
	1,59	1,52	-0,07	-4 %

On constate que les dimensions mesurées pour l'échantillon ref-01 sont très proches des valeurs théoriques. L'erreur est inférieure à la dimension d'un pixel (0,38 mm). Pour l'échantillon ref-02, l'écart est légèrement plus grand. Il faut tenir compte qu'il était difficile de positionner les films de Teflon lors du moulage, comme on peut le voir sur la figure 2.7 les insertions ne sont pas tout à fait droites. Comme expliqué précédemment, une première inspection par ultrasons a été réalisée afin de déterminer la matière à usiner de chaque côté de la plaque pour obtenir les dimensions de Teflon désirées. La taille théorique des insertions correspond donc à la taille mesurée par ultrasons lors de la première inspection moins la matière enlevée lors de l'usinage final. Ainsi, la dimension théorique des insertions dépend

de la précision de la première mesure par ultrasons, ce qui peut apporter une certaine variation. L'écart reste tout de même inférieur à 10 % dans la plupart des cas. Bien entendu, les erreurs les plus élevées surviennent pour les défauts les plus petits. Il serait possible d'obtenir de meilleurs résultats en utilisant un pas d'inspection plus petit. En effet, un défaut de 1,27 mm est représenté par seulement 3 ou 4 pixels sur l'image avec un pas de 0,38 mm. Ainsi, une variation de la mesure équivalente à un seul pixel entraîne un pourcentage d'écart élevé. Cependant, un balayage avec une plus grande résolution spatiale nécessite beaucoup plus de temps.

2.3.3 Résultats obtenus par thermographie

La figure 2.8 montre les meilleures images brutes obtenues par thermographie. Sur l'échantillon avec entailles usinées (figure 2.8 a), tous les défauts sont visibles alors que sur l'échantillon avec films de Teflon, on obtient plutôt une image floue où seulement deux indications sont distinguables (identifiées par les flèches, figure 2.8 b).

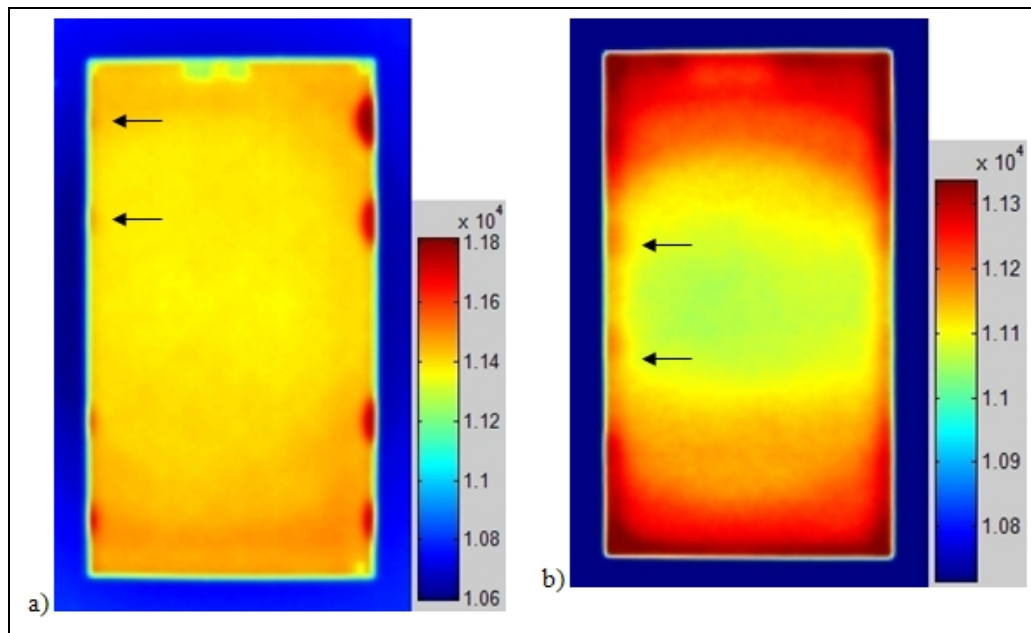


Figure 2.8 Images brutes obtenues par thermographie pour les échantillons avec défauts artificiels

La sensibilité de la thermographie est beaucoup moins grande pour l'échantillon comportant les films de Teflon® que pour l'échantillon avec entailles usinées. Ceci s'explique par le fait que la conductivité thermique du ruban de Teflon est proche de celle du composite et par sa faible épaisseur ce qui est en accord avec les observations de Meola, Carlomagno et Giorleo (2004). Ces derniers affirment qu'un défaut de faible épaisseur sera difficilement détectable puisqu'il représente une faible perturbation de la conductivité thermique du matériau (Meola, Carlomagno et Giorleo, 2004). L'épaisseur des films de Teflon est très faible (0,127 mm) par rapport aux entailles usinées (0,64 mm). De plus, la faible différence de conductivité thermique est encore plus marquée dans le cas du film de Teflon. La conductivité thermique du Teflon est beaucoup plus proche de celle du composite comparativement à l'air des défauts usinés (Teflon : 0,25 W/mK; air : 0,024 W/mK; Composite : $\approx 0,35$ W/mK), ce qui limite la capacité de détection des défauts en Teflon. De plus, les résultats sur cet échantillon semblent être affectés par un chauffage non uniforme. Ainsi, d'autres indications peuvent être masquées par le fait que les extrémités de la plaque sont à une température plus élevée que le centre (zones rouges aux extrémités). Afin d'améliorer les résultats, trois méthodes connues de traitement des données sont évaluées, soit le calcul du contraste thermique absolu, le calcul du contraste différentiel absolu et la transformée de Fourier.

2.3.3.1 Traitement de signal : contraste thermique absolu

Le contraste thermique absolu correspond à la différence de température entre chaque point de l'image et un point où l'on considère que l'échantillon est sain. Ce calcul est réalisé pour chacune des images de la séquence enregistrée. Le contraste à l'endroit du pixel p et au temps t est calculé comme suit (Ibarra-Castaneda et al., 2004) :

$$C_a(t) = T_p(t) - T_s(t) \quad (2.3)$$

Où $T_p(t)$ correspond à la température du pixel p au temps t et $T_s(t)$ correspond à la température de la région saine aussi au temps t . Après excitation, la température de l'échantillon diminue de façon exponentielle lorsque le matériau est sans défauts. Cependant,

lorsqu'il y a présence d'un défaut, la variation de température s'écarte de cette évolution idéale. Ainsi, lorsqu'on calcule le contraste absolu, on supprime en fait l'évolution globale de la température de l'échantillon de façon à mettre en évidence l'évolution de la température des régions comportant un défaut tel qu'illustré par la figure 2.9 (Viens, 2009b). Cette méthode permet une meilleure visualisation des défauts par rapport à l'arrière-plan, mais nécessite la connaissance d'une région saine à priori (Maldague, 2001).

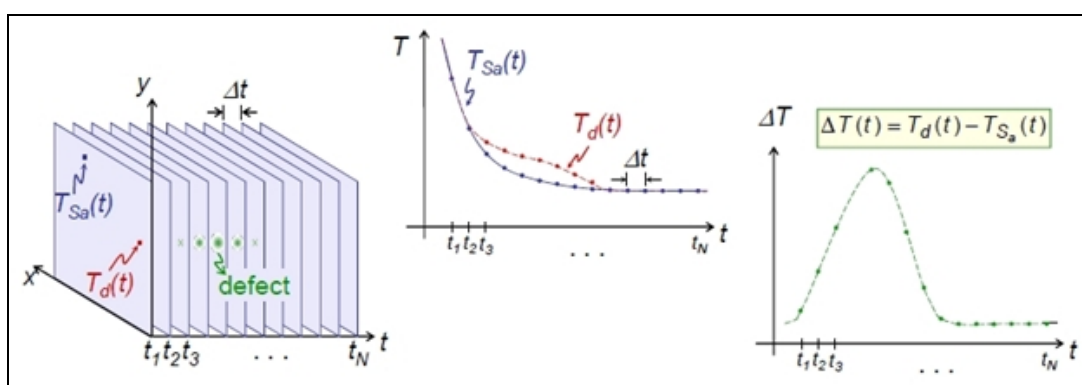


Figure 2.9 Illustration du calcul du contraste absolu
Tirée de Viens (2009b, p. 27)

Sur les échantillons avec défauts artificiels, un point au centre des échantillons est sélectionné comme référence puisqu'aucun défaut ne se trouve dans cette région. L'évolution de la température de ce point dans le temps est soustraite aux autres pixels de l'image et le résultat pour chacun des deux échantillons est présenté à la figure 2.10. Les images sélectionnées correspondent à celles présentant le meilleur contraste visuel.

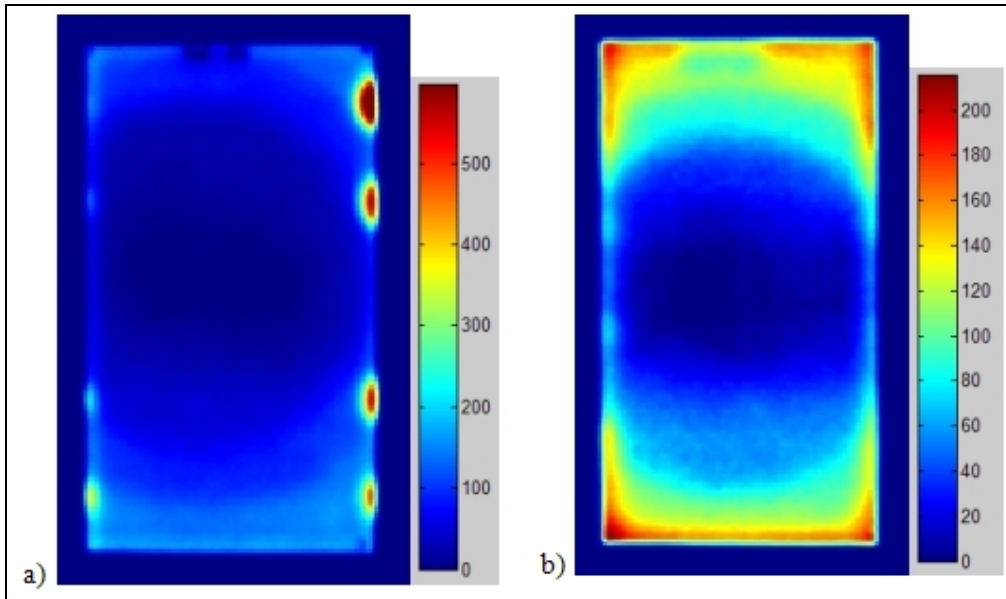


Figure 2.10 Résultats du calcul du contraste absolu
a) échantillon ref-01; b) échantillon ref-02

Cette méthode de traitement des données améliore le contraste des images, mais n'augmente pas le nombre de défauts détecté sur l'échantillon ref-02. De plus, les images sont toujours affectées par un chauffage non uniforme. En effet, la température des régions saines de l'échantillon est considérée comme homogène, ce qui n'est pas le cas puisque le chauffage n'est jamais parfaitement uniforme tout comme les propriétés thermiques du matériau qui peuvent varier d'une région à l'autre sur un même échantillon (Pilla et al., 2002). Pour pallier à ces inconvénients, le contraste différentiel absolu est abordé dans la prochaine section.

2.3.3.2 Traitement de signal : contraste différentiel absolu

Le calcul du contraste différentiel absolu (« *DAC* ») consiste à faire la soustraction entre la température mesurée et une valeur théorique calculée, et cela, pour chacun des points d'une image et pour chaque image d'une séquence. La variation de la température de la surface ($z = 0$) d'un corps semi-infini soumis à une impulsion thermique de Dirac peut être exprimée par la relation suivante (González et al., 2004; Pilla et al., 2002) :

$$\Delta T_{\text{corps semi infini}[i,j]}(z=0,t) = \frac{Q}{e\sqrt{\pi t}} \quad (2.4)$$

Où Q est l'énergie transmise à la surface (J/m^2), e est l'effusivité thermique ($e = \sqrt{k \cdot \rho \cdot C_p}$), $\text{J/K} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{s}^{1/2}$; k la conductivité thermique ($\text{W/m} \cdot \text{K}$); ρ la densité (kg/m^3); C_p : la chaleur spécifique ($\text{J/kg} \cdot \text{K}$) et t est le temps (s). Cette relation, issue de la résolution de l'équation de la chaleur à une dimension (loi de Fourier), simule de façon théorique l'évolution de la température de surface d'un échantillon homogène dépourvu de défauts et en un point suffisamment éloigné des bords. En thermographie pulsée, les premières images après l'excitation ne comportent généralement pas d'indication de défauts. L'ensemble de l'échantillon se comporte donc comme une région saine. On considère donc une de ces images, prise au temps t' c'est-à-dire entre la fin de l'excitation et le moment où on voit apparaître les premières indications de défauts. La température au temps t' prise en n'importe quel point $[i,j]$ de l'échantillon correspond donc à la température d'une région saine.

$$\Delta T_{\text{région saine}[i,j]}(t') = \Delta T_{[i,j]}(t') = \frac{Q_{[i,j]}}{e_{[i,j]}\sqrt{\pi t'}} \quad (2.5)$$

D'où on peut extraire :

$$\frac{Q_{[i,j]}}{e_{[i,j]}} = \sqrt{\pi t'} \cdot \Delta T_{[i,j]}(t') \quad (2.6)$$

L'évolution théorique de la température d'une région saine dans le temps, pour tout point $[i,j]$ de l'échantillon, peut ainsi être calculée comme suit :

$$\Delta T_{\text{région saine}[i,j]}(t) = \frac{Q_{[i,j]}}{e_{[i,j]}\sqrt{\pi t}} = \frac{\sqrt{\pi t'}}{\sqrt{\pi t}} \cdot \Delta T_{[i,j]}(t') = \frac{\sqrt{t'}}{\sqrt{t}} \cdot \Delta T_{[i,j]}(t') \quad (2.7)$$

Lorsque tracé sur une échelle log-log, cette évolution correspond à une droite de pente égale à -0,5. Le calcul du contraste différentiel absolu correspond donc à ceci :

$$DAC_{[i,j]}(t) = \Delta T_{[i,j]}(t) - \Delta T_{\text{région saine}[i,j]}(t) = \Delta T_{[i,j]}(t) - \frac{\sqrt{t'}}{\sqrt{t}} \cdot \Delta T_{[i,j]}(t') \quad (2.8)$$

On fait donc une soustraction entre la température mesurée et une température calculée pour chaque point $[i,j]$ de l'image et pour chaque image (variable t). Le fait qu'on calcule l'évolution théorique de la température d'une région saine à partir d'une image de l'échantillon où il n'y a pas d'indications de défauts nous permet de tenir compte de l'uniformité du chauffage dans le calcul du contraste. La valeur théorique calculée pour un point donné de l'image et pour chaque valeur de t est donc proportionnelle à l'intensité de la température de ce même point prise au temps t' . L'évolution calculée de la température correspond à une droite de pente -0.5 sur l'échelle log-log qui passe par la valeur mesurée de la température au temps t' . Ainsi, lorsqu'on fait la soustraction, on annule l'effet de l'uniformité du chauffage. La figure 2.11 montre les résultats suite au calcul du contraste différentiel absolu pour les deux échantillons de référence.

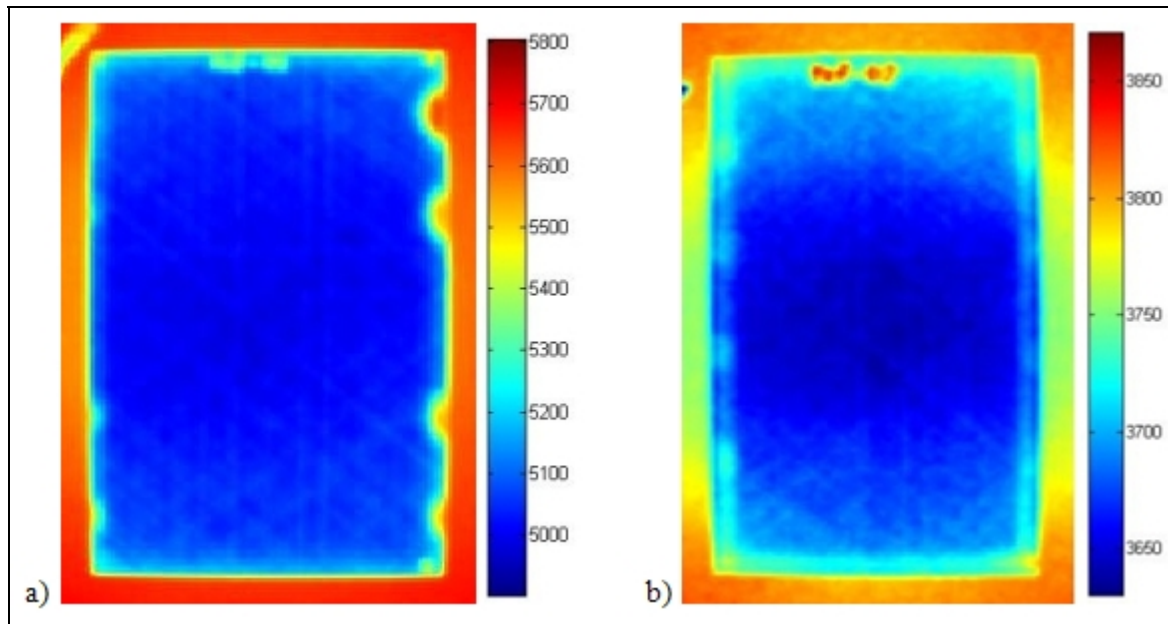


Figure 2.11 Contraste différentiel absolu
a) échantillon ref-01; b) échantillon ref-02

Ref-01 : $t' =$ image 14 (0.7s)	Contraste maximal : image 60
Ref-02 : $t' =$ image 30 (1.5 s)	Contraste maximal : image 70

La visibilité des défauts est plus grande dans les deux cas. Les deux plus petits défauts sur l'échantillon Ref-01 sont légèrement plus visibles et il est maintenant possible d'observer au moins quatre indications sur l'échantillon Ref-02. On constate aussi que l'influence de l'uniformité du chauffage est grandement diminuée, surtout pour l'échantillon Ref-02. Cependant, il faut tenir compte que l'équation (2.4) s'écarte de la réalité avec le temps et pour des épaisseurs de plaque relativement grandes. Cette dernière serait assez précise pour des temps d'observation de moins de 2 secondes et pour des épaisseurs de moins de 2 mm dépendant des propriétés thermiques du matériau inspecté. Il n'en demeure pas moins qu'il s'agit d'une bonne approximation (Pilla et al., 2002).

2.3.3.3 Traitement de signal : transformée de Fourier

La transformée de Fourier est une opération mathématique qui permet de décomposer un signal temporel en une somme de fonctions sinus de différentes fréquences (Brigham, 1988). Ainsi, la transformée de Fourier est un outil qui permet de passer d'une représentation temporelle à une représentation fréquentielle d'une fonction. Lorsqu'appliquée aux données obtenues par thermographie pulsée, l'évolution dans le temps de la température de chaque point d'un objet est ramenée à une représentation en fonction de la fréquence. La pulsation de chaleur utilisée en thermographie pour forcer une transition de la température de surface d'un objet peut être vue comme une impulsion de Dirac, on chauffe la surface sur une très courte période. D'un point de vue mathématique, une impulsion temporelle idéale ayant une durée nulle correspond à une distribution uniforme d'énergie entre toutes les fréquences possibles. Ainsi, même si la pulsation de chaleur utilisée comme excitation en thermographie pulsée possède une amplitude et une durée finie, elle produit tout de même, simultanément, des ondes thermiques de différentes fréquences dans la pièce (Maldague et Marinetti, 1996). Plus la durée de l'impulsion est courte, plus la bande de fréquence est large (Maldague, 2001). Comme avec les ultrasons, les ondes thermiques de basses fréquences pénètrent plus profondément dans la pièce. La transformée de Fourier est calculée pixel par pixel selon la relation suivante (Ibarra-Castanedo et al., 2004) :

$$F_n = \sum_{k=0}^{N-1} T(k) \cdot e^{2\pi i k n / N} = \text{Re}_n + i \cdot \text{Im}_n \quad (2.9)$$

Où $T(k)$ est la température au point p sur la $k^{\text{ième}}$ image de la séquence, i est le nombre imaginaire, n est l'incrément de fréquence et N est le nombre d'images enregistrées. La transformée retourne une partie réelle (Re_n) et imaginaire (Im_n) pour chaque incrément de fréquence. Il est alors possible de calculer les images d'amplitude et de phase pour chaque fréquence selon :

$$\begin{aligned} A_n &= \sqrt{\text{Re}_n^2 + \text{Im}_n^2} \\ \phi_n &= \tan^{-1} \left(\frac{\text{Im}_n}{\text{Re}_n} \right) \end{aligned} \quad (2.10)$$

Les figures 2.12 et 2.13 montrent les images d'amplitude et de phase pour les échantillons Ref-01 et Ref-02 respectivement. Pour l'échantillon Ref-01, il s'agit de la deuxième composante fréquentielle pour l'image d'amplitude et la quatrième pour l'image de phase. Pour l'échantillon Ref-02, il s'agit de la deuxième composante fréquentielle autant pour l'image d'amplitude que pour l'image de phase.

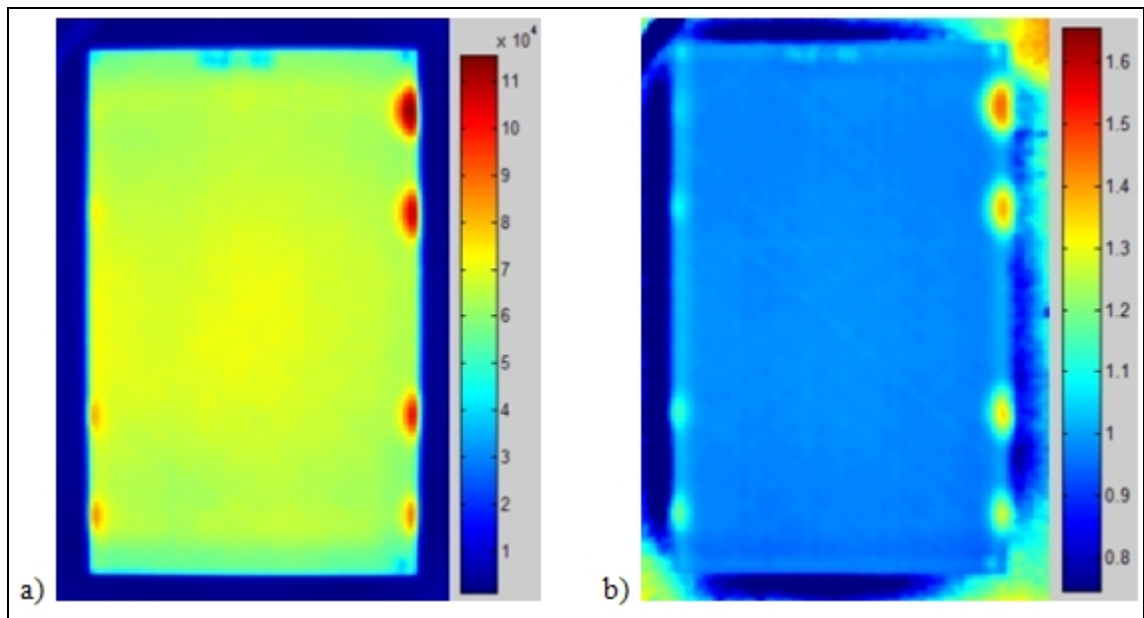


Figure 2.12 Transformée de Fourier pour l'échantillon ref-01
a) image d'amplitude; b) image de phase

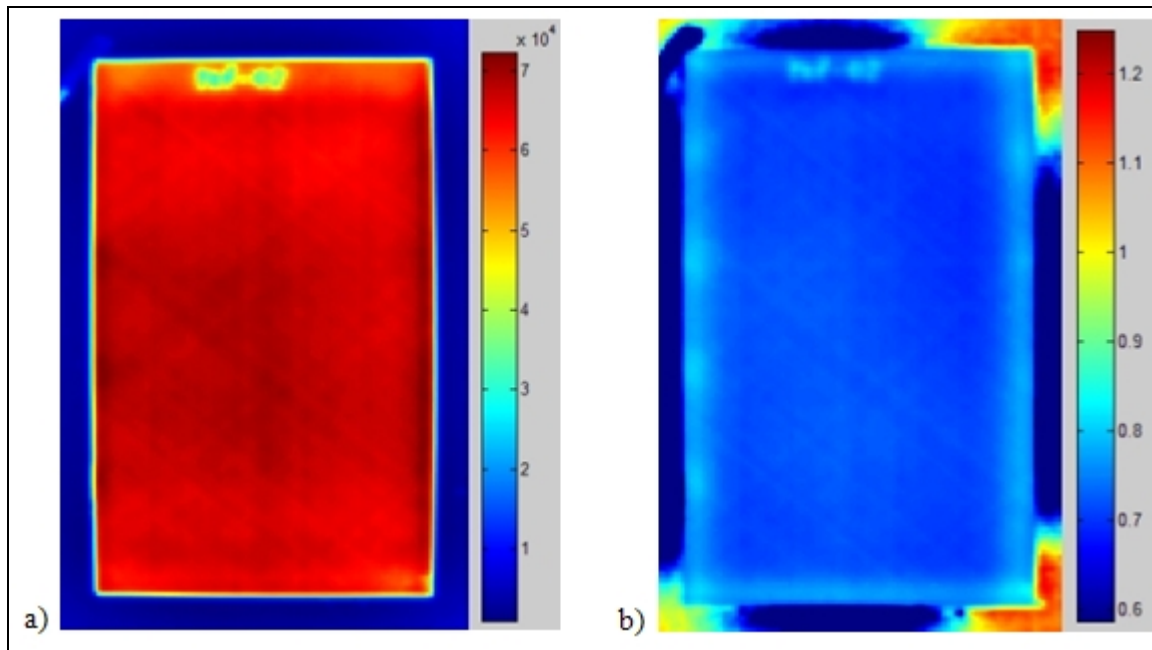


Figure 2.13 Transformée de Fourier pour l'échantillon ref-02
a) image d'amplitude; b) image de phase

Les images d'amplitude ne présentent pas vraiment d'avantages comparativement aux images brutes. Cependant, les images de phase sont plus intéressantes. On constate que les deux défauts les plus petits sur l'échantillon ref-01 sont un peu plus visibles et qu'il est maintenant possible de distinguer au moins quatre indications sur l'échantillon ref-02. Il s'agit d'une nette amélioration comparativement aux images brutes. De plus, les images ne sont plus affectées par l'uniformité du chauffage. Ceci provient du fait que la phase n'est aucunement reliée à l'amplitude des ondes thermiques provenant de la pièce, mais seulement du temps où elles reviennent à la caméra. Ainsi, même si l'intensité de la température ou les propriétés thermiques du matériau varient au sein d'un même échantillon, les images de phase ne dépendent que du temps nécessaire à la propagation des ondes dans le matériau. Les images de phase seraient aussi moins affectées par les réflexions de l'environnement, les variations d'émissivité ainsi que par la géométrie et l'orientation de la surface (Genest, 2009). Puisqu'il s'agit des meilleures images, elles seront utilisées pour évaluer la taille des défauts et ainsi comparer avec les dimensions mesurées par ultrasons.

Pour l'évaluation de la taille des défauts, la technique de la largeur à la mi-amplitude maximale (« *full width at half maximum* ») est utilisée comme avec les ultrasons. Une valeur maximale est évaluée pour chaque zone où il y a présence d'un défaut sur l'image de phase. Ensuite, une valeur de référence moyenne est calculée pour une région saine choisie au centre de la plaque. Un critère est alors défini de façon à obtenir une image binaire comme pour les mesures par ultrasons (figure 2.14). On considère que le pixel d'une image fait partie d'un défaut lorsque sa valeur est supérieure à la demi-amplitude maximale de ce même défaut. Les dimensions mesurées sont présentées au tableau 2.2.

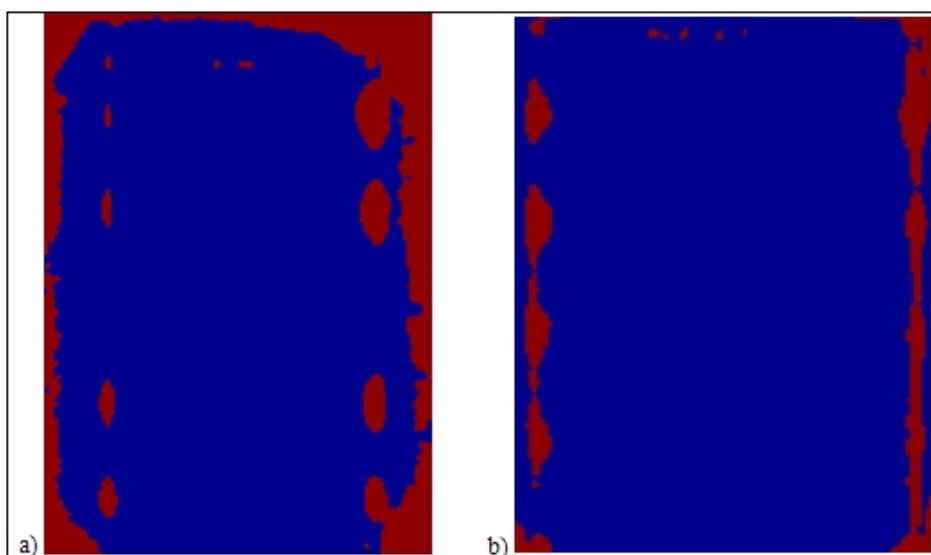


Figure 2.14 Images binaires, thermographie
a) Échantillon Ref-01; b) Échantillon Ref-02

Tableau 2.2 Dimensions mesurées par thermographie
des défauts artificiels versus les valeurs théoriques

	Dimensions théoriques (mm)	Dimensions mesurées (mm)	Écart (mm)	% d'erreur
Échantillons avec entailles usinées (ref-01)	7,62	7,75	0,13	2 %
	6,35	6,78	0,43	7 %
	5,08	5,81	0,73	14 %
	3,81	5,81	2,00	53 %
	2,54	3,88	1,34	53 %
	1,96	4,84	2,88	147 %
	1,38	3,88	2,5	181 %
	0,80	2,91	2.11	266 %
Échantillons avec films de Teflon (ref-02)	10,22	7,79	-2,43	-24 %
	9,84	8,76	-1,08	-11 %
	8,32	7,79	-0,53	-6 %
	7,94	6,82	-1.12	-14 %
	6,41	N/A	N/A	N/A
	4,51	N/A	N/A	N/A
	2,60	N/A	N/A	N/A
	1,59	N/A	N/A	N/A

L'écart entre les dimensions théoriques et mesurées augmente rapidement avec la diminution de la taille des défauts. Sur l'échantillon Ref-01, seulement les deux plus grands défauts sont mesurés avec une précision acceptable. De plus, la taille des défauts est surévaluée dans tous les cas. Il est clair que la présence des entailles influence grandement le flux thermique, l'air qui se trouve à l'intérieur de l'entaille agit comme une résistance thermique importante. Le flux thermique à travers l'épaisseur de la plaque est alors obstrué et réfléchi dans le plan de la plaque comme illustré par la figure 2.15. Comme il se produit alors une différence de

température entre l'extrémité du défaut et la région saine adjacente, un transfert thermique à lieu entre ces deux endroits. La déviation du flux thermique influence sûrement la phase du front thermique qui retourne à la caméra (modifie le parcours du front de chaleur au-delà de la dimension réelle du défaut). Ceci pourrait expliquer pourquoi les défauts apparaissent plus grands qu'ils ne le sont réellement.

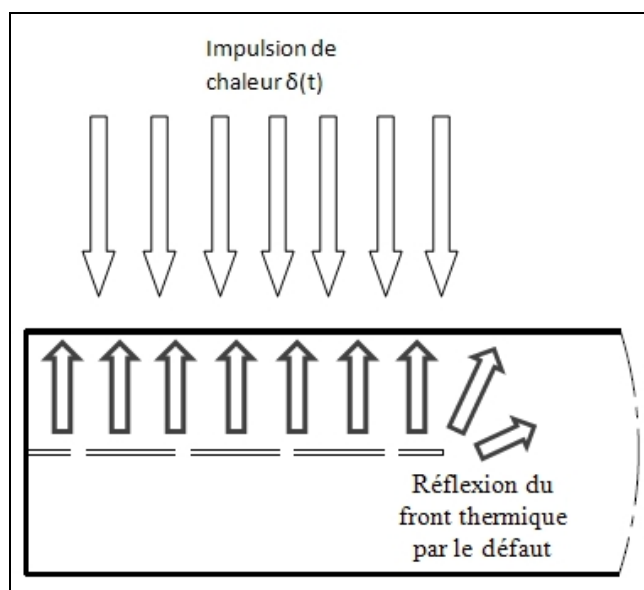


Figure 2.15 Flux thermique en présence d'une discontinuité

Ainsi, la résolution ou la précision sur la mesure des défauts est limitée par le fait que la thermographie repose sur le phénomène de diffusion de la chaleur à travers la pièce. De plus, la résolution spatiale est moindre que pour les ultrasons puisqu'un pixel de l'image de thermographie représente un carré d'environ 1 mm de côté sur l'échantillon comparativement à 0,38 mm pour les ultrasons. Contrairement à l'échantillon Ref-01, la taille des défauts est sous-évaluée pour l'échantillon Ref-02, ce qui n'est pas inattendu étant donné le faible contraste entre les défauts et les parties saines de la plaque. Seulement les quatre premiers défauts ont pu être mesurés et les écarts sont relativement élevés. Suite aux résultats du tableau 2.2, nous pouvons affirmer que la thermographie serait efficace pour la détection de délaminages de plus de 6,35 mm de diamètre, mais pas pour la détection de défauts très refermés comme des défauts de collage (mauvaise adhésion ou « *kissing bond* »). Suite à ces

essais, les deux méthodes de contrôle non-destructif ont été testées sur des échantillons usinés par fraisage. La prochaine section traite de ces essais et des résultats obtenus.

2.4 Échantillons usinés

2.4.1 Méthodologie

Suite aux tests sur les échantillons avec défauts artificiels, les méthodes de contrôle non-destructif ont été utilisées sur des échantillons usinés dans le but de mesurer des dommages d'usinage réels. Ici, les échantillons utilisés sont obtenus suite à des essais réalisés par un autre étudiant, M. Sébastien Bérubé. Ce dernier a testé différents outils, différentes vitesses de coupe et différentes vitesses d'avance (Bérubé, 2012). Le laminé utilisé pour les essais d'usinage est différent de celui utilisé pour les échantillons avec défauts artificiels. Ici, il s'agit d'un laminé quasi-isotrope de 32 plis avec une épaisseur de 4,62 mm. Premièrement, un quadrillage de 7 x 7 trous équidistants est percé dans la plaque. Ceux-ci sont réalisés afin de maintenir fermement, à l'aide de vis, le laminé sur un montage d'usinage des échantillons comme le montre la figure 2.16. Tel qu'indiqué sur la figure, des trous sont ensuite réalisés, à la jonction des fentes prévues pour le fraisage, pour permettre l'engagement de l'outil de fraisage entre les boulons de fixation. Ensuite, le fraisage du laminé est réalisé entre les trous d'engagement de façon à obtenir des échantillons carrés comme montré sur la vue de détail B de la figure 2.16. Chaque côté de l'échantillon est usiné avec différents outils et différentes conditions (vitesse de coupe et vitesse d'avance). Les outils utilisés sont spécifiquement conçus pour l'usinage des composites à fibres de carbone. Les caractéristiques des outils évalués sont résumées dans le tableau 2.3. Les essais pour les outils C1 et C2 se faisaient de la droite vers la gauche tandis que pour les outils C3 et C4, l'usinage se faisait de l'arrière vers l'avant (voir figure 2.16). Les paramètres d'usinage utilisés correspondent à différentes combinaisons des vitesses présentées au tableau 2.4.

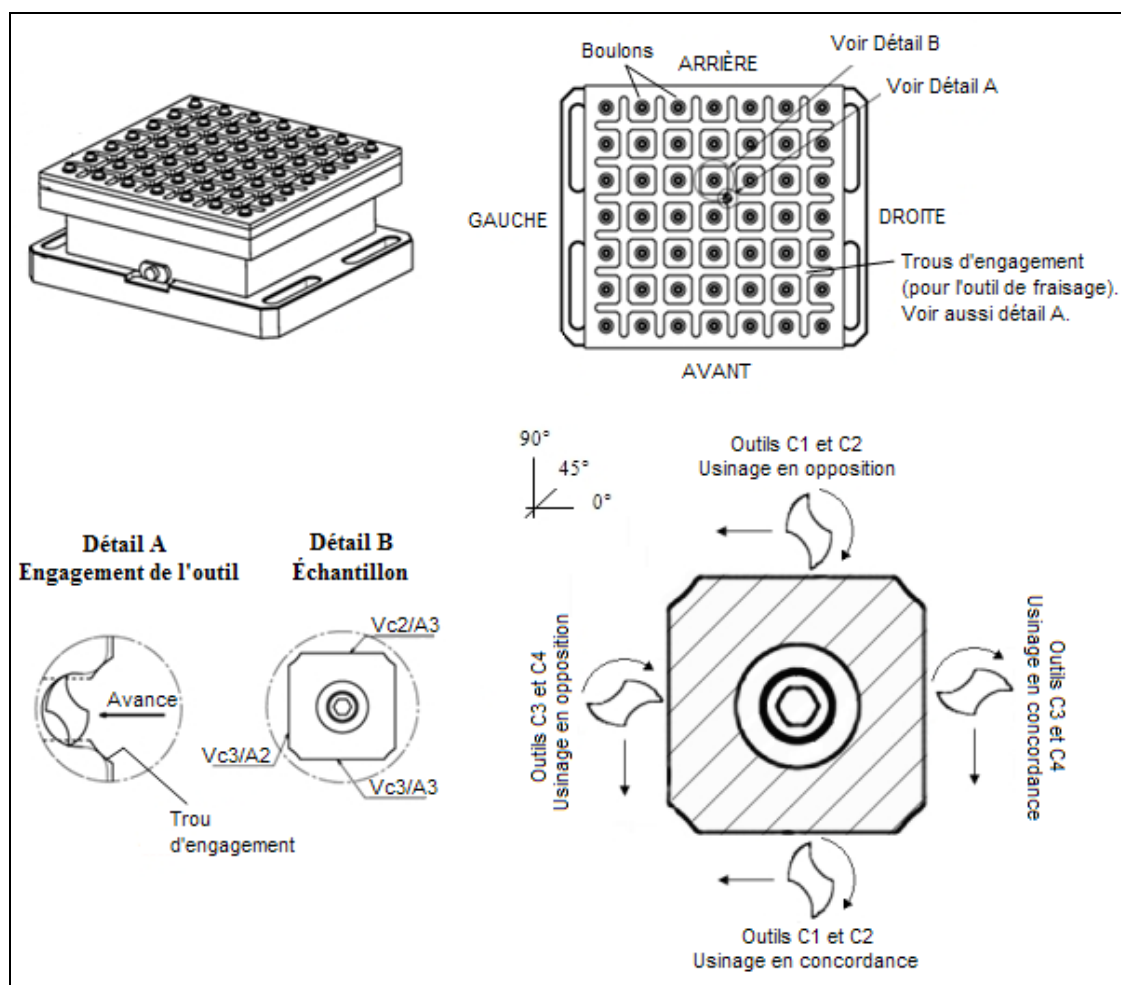


Figure 2.16 Montage utilisé pour les tests d'usinage
Adapté de Bérubé (2012, p.)

Tableau 2.3 Principales caractéristiques des outils testés

# d'outil	Matériau	Nombre de flûtes	Diamètre
C1	Carbure avec revêtement CVD au diamant	8	10 mm
C2	Carbure avec revêtement CVD au diamant	6	9,525 mm
C3	Carbure avec revêtement CVD au diamant	8	9,525 mm
C4	Diamant polycristallin (PCD)	2	9,525 mm

Tableau 2.4 Vitesses de coupe et vitesses d'avance
utilisées lors des essais d'usinage

Vitesses de coupe (m/min)	Vitesses d'avance (mm/tour)
200	0,1
300	0,2
400	0,25
500	0,36
650	0,41
800	0,51

Suite à ces essais, une série d'échantillons représentative des meilleures conditions d'usinage pour chaque outil est sélectionnée pour une inspection. Au total, 32 conditions d'usinage différentes sont analysées.

2.4.2 Inspection d'un échantillon usiné

La figure 2.17 montre l'image C-Scan obtenue par ultrasons suite à un balayage complet réalisé sur un des échantillons usinés.

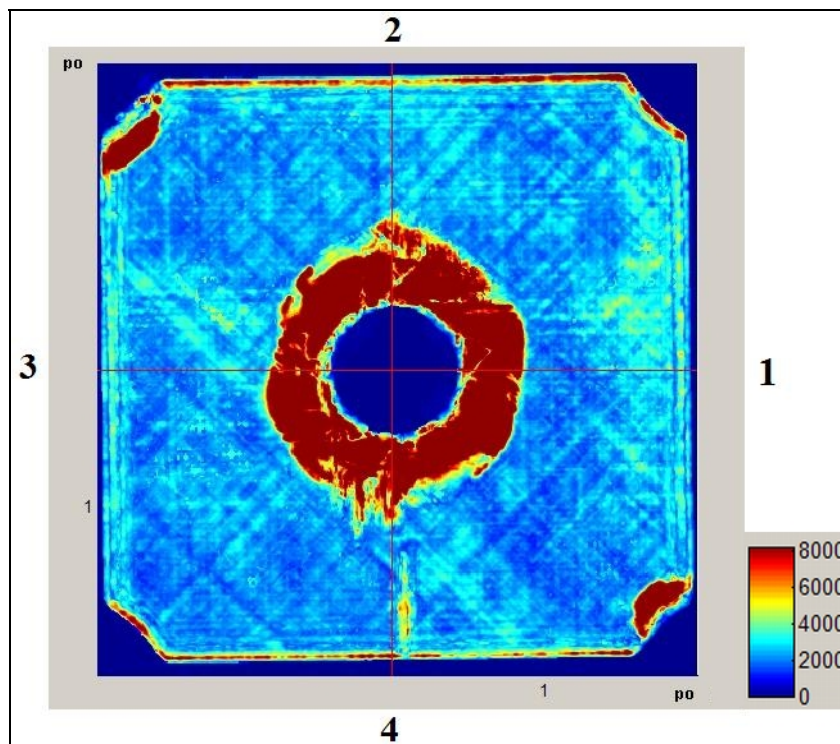


Figure 2.17 C-scan d'un échantillon usiné

La zone rouge au centre correspond à un délaminage causé par le perçage du trou de fixation alors que les deux autres présentes dans les coins sont des délaminages causés par le perçage des trous d'engagement. Il est à noter que ces perçages ne font pas partie du plan d'expérience sur l'usinage. L'importance de ces dommages est probablement due à l'utilisation d'un outil et/ou de paramètres de coupe inappropriés. Maintenant, ce qui est plus intéressant, c'est de constater que des bandes rouges sont visibles au niveau des côtés 2 et 4 (voir figure 2.17), particularité qui n'est pas présente au niveau des côtés 1 et 3. Ces indications proviennent d'un endommagement du composite induit par l'usinage. L'analyse des A-scans est cependant nécessaire afin de vérifier qu'il s'agit bien de défauts réels et non

d'autres phénomènes (comme les superpositions d'ondes en raison d'effets de bords par exemple). Pour ce faire, vingt (20) A-Scans consécutifs ont été sélectionnés à partir du bord de l'échantillon (côté #2). Un de ces A-Scans, suffisamment éloigné de la zone possiblement endommagée, est choisi comme référence. Ce A-Scan est soustrait de tous les autres. Cela permet de mettre en évidence les signaux causés par les défauts en réduisant le bruit puisque ce dernier affecte tous les A-Scan à peu près de la même façon. La figure 2.18 montre les vingt A-Scans bruts sélectionnés sur l'échantillon de la figure 2.17. Le 12^e A-Scan est choisi comme référence et soustrait des autres. La figure 2.19 montre les signaux obtenus après soustraction. Sur cette figure, on voit clairement apparaître des échos qui, selon toute vraisemblance, proviendraient de dommages dans le matériau. Il est à noter que les côtés 1 et 3 sont usinés avec l'outil C3, et que les côtés 2 et 4 sont usinés avec l'outil C6. Il faut aussi tenir compte du fait que les vitesses de coupe et d'avance ainsi que le mode d'usinage sont différents pour chacun des côtés de l'échantillon. L'influence du type d'outil, du mode d'usinage, des vitesses de coupe et des vitesses d'avance sur l'endommagement du composite sera analysée à la section 2.4.3. Pour l'instant, la conclusion qu'on tire de ces résultats est qu'il semble bel et bien possible d'évaluer l'endommagement du composite après usinage à l'aide des ultrasons.

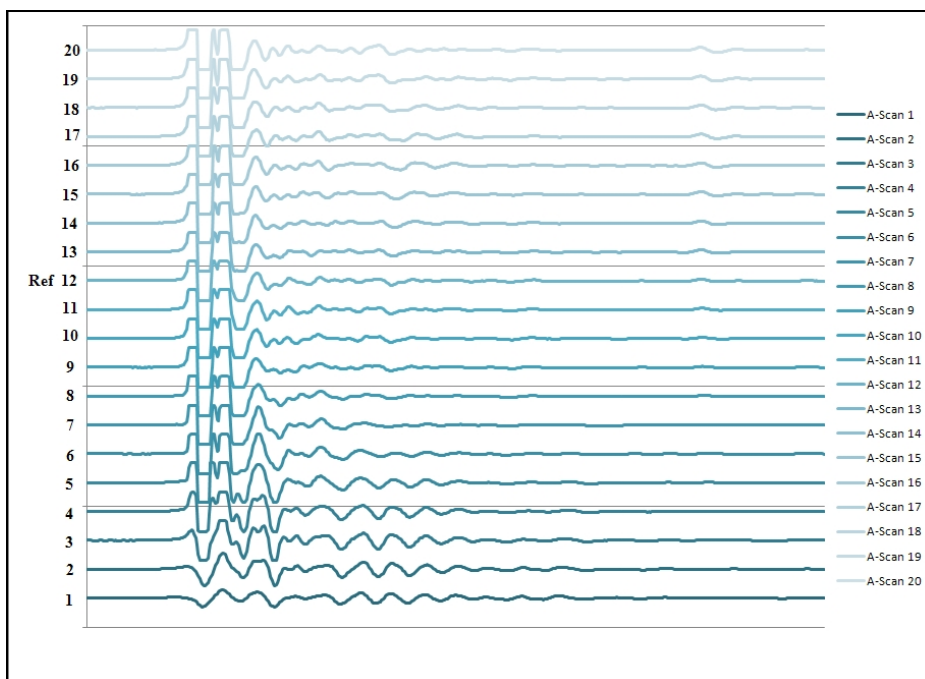


Figure 2.18 A-scans bruts sélectionnés sur un échantillon usiné

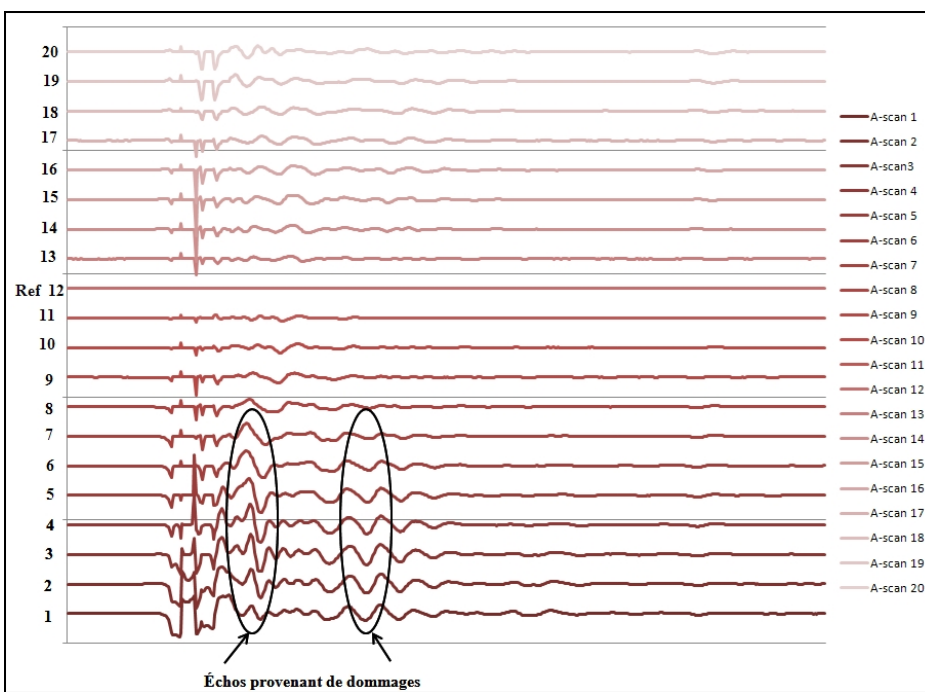


Figure 2.19 A-scans après soustraction

Le même échantillon est ensuite inspectés par thermographie pulsée. La figure 2.20 montre le résultat obtenu.

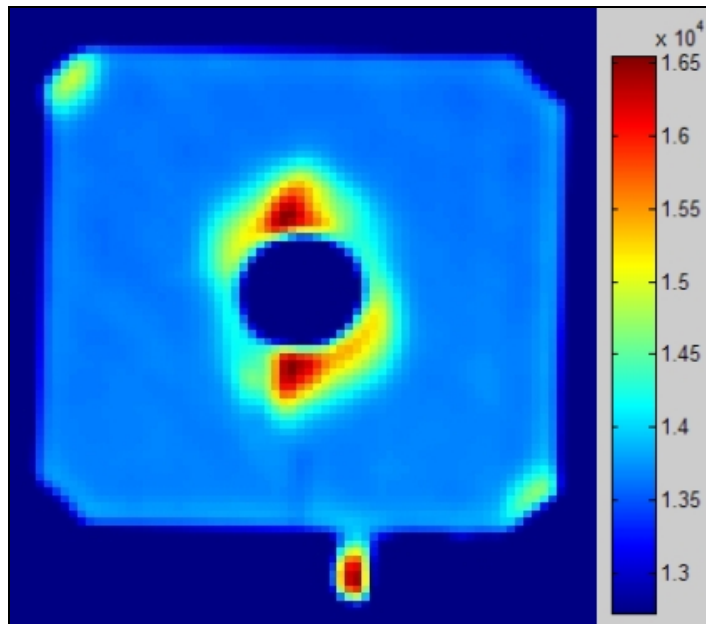


Figure 2.20 Échantillon usiné inspecté par thermographie pulsée

Évidemment, on constate que la résolution de la thermographie est inférieure aux ultrasons. Nous ne sommes donc pas en mesure de détecter les dommages causés par le fraisage. Seuls les délaminages plus importants causés par les perçages sont visibles (au centre et dans les coins). On en conclut alors que la thermographie pulsée ne permet pas d'évaluer la qualité de l'usinage. Ainsi, pour la suite des travaux, seuls les ultrasons seront utilisés.

2.4.3 Dommages mesurés en fonction des paramètres d'usinage en fraisage/Évaluation par ultrasons

Le troisième objectif de ce travail est d'évaluer l'endommagement du composite en fonction de différents paramètres d'usinage en fraisage grâce aux méthodes de contrôle non-destructif. Compte tenu des résultats précédents, seule l'inspection par ultrasons est utilisée. De plus, les surfaces usinées en opposition présentaient toujours une plus grande qualité (observée visuellement) que celles usinées en concordance et ainsi, seul ce mode d'usinage est considéré pour l'analyse. Les figures 2.21 et 2.22 montrent les images C-scan d'échantillons usinés avec les outils C2 et C4 respectivement et pour différentes conditions d'usinage (voir le tableau 2.3 pour les principales caractéristiques des outils). Ici, seulement une partie de l'échantillon est balayée, c'est-à-dire un seul côté de l'échantillon (le côté correspondant aux conditions d'usinage étudiées). Puisque seul l'usinage en opposition est retenu, ceci correspond au côté arrière des échantillons pour les outils C1 et C2 et au côté gauche des échantillons pour les outils C3 et C4 (voir figure 2.16).

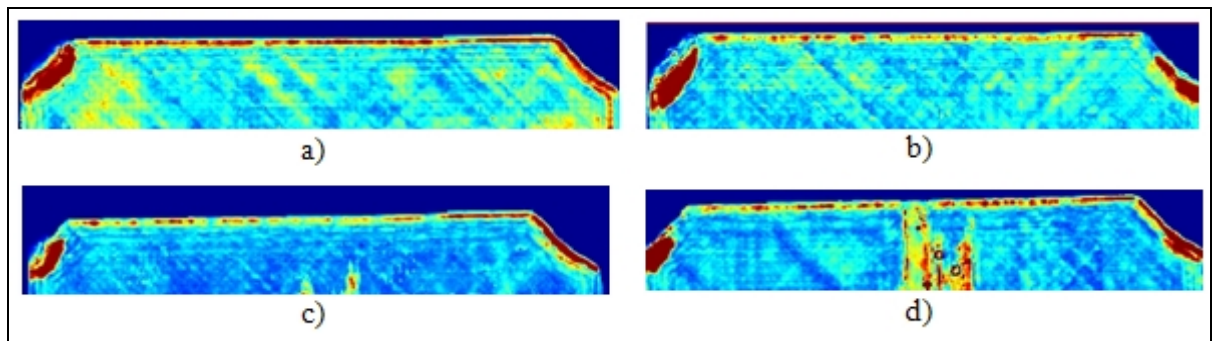


Figure 2.21 C-scan d'échantillons usinés avec l'outil C2
a) 200 m/min et 0,10 mm/tour; b) 200 m/min et 0,41 mm/tour;
c) 650 m/min et 0,10 mm/tour; d) 400 m/min et 0,25 mm/tour

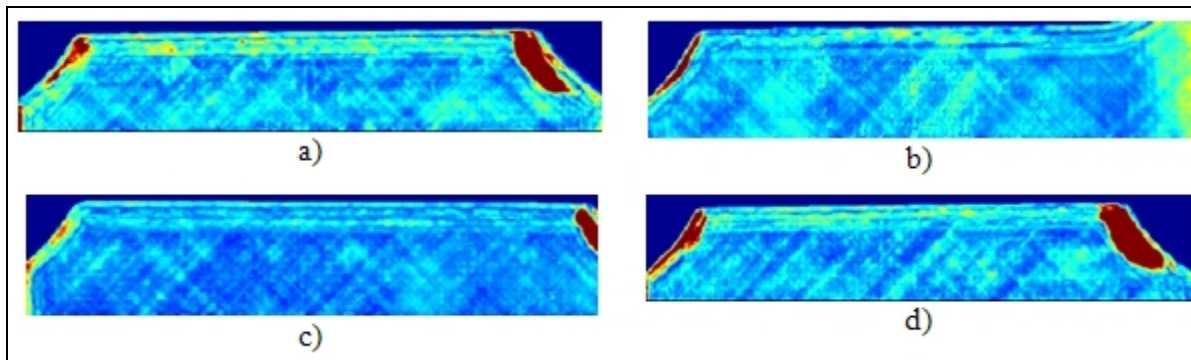


Figure 2.22 C-scan d'échantillons usinés avec l'outil C4
 a) 200 m/min et 0,10 mm/tour; b) 200 m/min et 0,51 mm/tour;
 c) 800 m/min et 0,10 mm/tour; d) 400 m/min et 0,25 mm/tour

Les zones rouges présentes dans les coins de la plupart des échantillons correspondent, rappelons-le, à des délaminages causés par le perçage des trous d'engagement. On observe aussi le délaminage des plis de surface causé par le perçage des trous de fixation au centre des figures 2.21 c) et d). Il est intéressant de constater que de fines bandes (en jaune et rouge) s'étendent le long du côté usiné pour tous les échantillons de la figure 2.21, indiquant la présence de dommages vraisemblablement causés par le fraisage. Ces indications ne sont pas présentes sur les échantillons usinés avec l'outil C4 (présenté à la figure 2.22). Les résultats pour l'outil C1 se sont avérés très semblables à ceux obtenus avec l'outil C2 et les résultats pour l'outil C3 semblables à ceux obtenus avec l'outil C4. C'est pourquoi ils ne sont pas montrés dans les figures. La position des dommages dans l'épaisseur du laminé peut être estimée à partir des signaux A-scans. Tel que montré par le premier A-scan de la figure 2.23, deux indications sont visibles (identifié par les flèches sur la figure 2.23 b). Ces indications correspondent à de multiples allers-retours du même dommage. Comme nous pouvons le voir, le premier écho visible des dommages suit de près l'écho de la surface ce qui signifie que les dommages sont très près de la surface. Ceci n'est pas surprenant puisque les quelques premiers plis sont plus sujets aux dommages en raison de l'absence de support qu'apportent les plis adjacents lorsque les plis sont situés plus au centre du laminé.

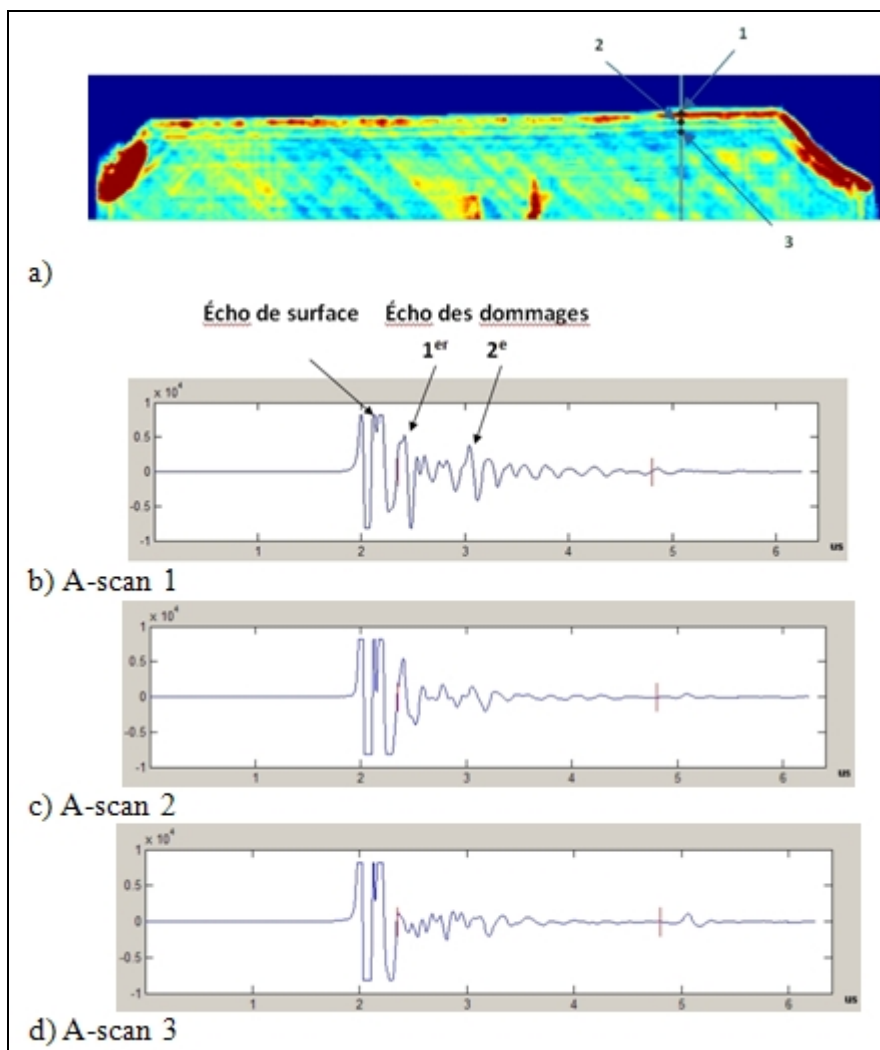


Figure 2.23 A-scans enregistrés en bordure, échantillon usiné avec l'outil C2@650 m/min, 0,10 mm/tour
a) Position des A-scans sur l'image C-scan; b) A-scan 1;
c) A-scan; 2 d) A-scan 3

En comparant la figure 2.21 avec la figure 2.22, il ne semble pas y avoir d'indications de dommages sur les échantillons usinés avec l'outil C4 (figure 2.22) comparativement aux échantillons usinés avec l'outil C2. La même observation peut être faite avec les échantillons usinés avec l'outil C1 (indication de dommages semblable à la figure 2.21) et C3 (pratiquement aucune indication de dommages comme sur la figure 2.22). Ceci s'explique par l'orientation des fibres du premier pli par rapport à l'arête de coupe des outils. Comme mentionné précédemment, les tests d'usinage avec les outils C1 et C2 ont été réalisés de

droite à gauche dans le laminé alors que pour les outils C3 et C4; l'usinage s'est fait de l'arrière vers l'avant. Ainsi, l'orientation des fibres par rapport au déplacement de l'arête de coupe n'était pas la même pour les deux groupes d'outils comme illustré par la figure 2.16. Pour le premier pli, les fibres sont orientées à 0° relativement à la direction de coupe des outils C3 et C4 alors que le même pli est orienté à 90° pour les outils C1 et C2. Plus de dommages sont induits lorsque les fibres sont orientées à 90° par rapport à la direction de coupe (Wang, Ramulu et Arola, 1995a). Pour cette orientation, la formation des copeaux engendre une flexion des fibres qui peut donner lieu à une propagation de fissures entre les fibres et la matrice comme le montre la figure 1.1. De plus, l'inspection par ultrasons est réalisée en focalisant sur la surface, ce qui fait que la résolution est élevée dans les premiers plis, mais diminue rapidement avec la divergence du faisceau ultrasonore. Ceci pourrait expliquer pourquoi pratiquement aucun dommage n'est détecté dans les échantillons usinés avec les outils C3 et C4, l'orientation du premier pli est plus favorable et moins de dommages sont induits en surface dans ce cas. Ainsi, les défauts détectés ici semblent se limiter à la surface du composite. Il peut y avoir d'autres formes d'endommagement, notamment au niveau des plis orientés à -45° par rapport à la direction de coupe, cependant la taille et la position de ces dommages dans l'épaisseur du laminé (plus éloigné de la surface) font en sorte que les ultrasons n'ont pas la résolution nécessaire à leur détection.

Pour évaluer le plus objectivement possible l'étendue des dommages détectés, deux mesures sont proposées : la profondeur maximale des dommages et la distribution de ceux-ci le long du côté usiné. La première mesure correspond à la plus grande profondeur des dommages mesurée le long du côté usiné comme illustré par la figure 2.24 b). La distribution correspond à l'occurrence des dommages le long du côté usiné, exprimée en pourcentage et évaluée à la moitié de la profondeur maximale trouvée précédemment. Il s'agit en fait du ratio entre le nombre de pixels représentant les dommages (nombre de pixels blancs qui se trouvent à la moitié de la profondeur maximale) et le nombre total de pixels représentant la longueur usinée. Comme pour les échantillons avec défauts artificiels, une correction temporelle de l'atténuation est appliquée. Ensuite, une zone de référence est sélectionnée sur une région saine de l'image et la moyenne des signaux de cette région est calculée. Le signal moyen

ainsi obtenu est alors soustrait à l'ensemble des signaux de l'image de façon à augmenter le contraste. Finalement, un critère de dommage est utilisé pour obtenir une image binaire délimitant les zones endommagées comme expliqué précédemment. Le critère de dommage correspond à la moitié de l'amplitude maximale trouvée sur une région endommagée. La figure 2.24 montre une image C-scan brute (figure 2.24 a) et l'image correspondante après traitement (figure 2.24 b). Une fonction fut développée et ajoutée au programme d'analyse pour permettre la définition d'une région d'intérêt. Cette fonction détecte automatiquement le bord de l'échantillon et évalue la profondeur maximale et la distribution des dommages le long du côté usiné. Le tableau 2.5 montre les résultats pour toutes les conditions d'usinage évaluées.

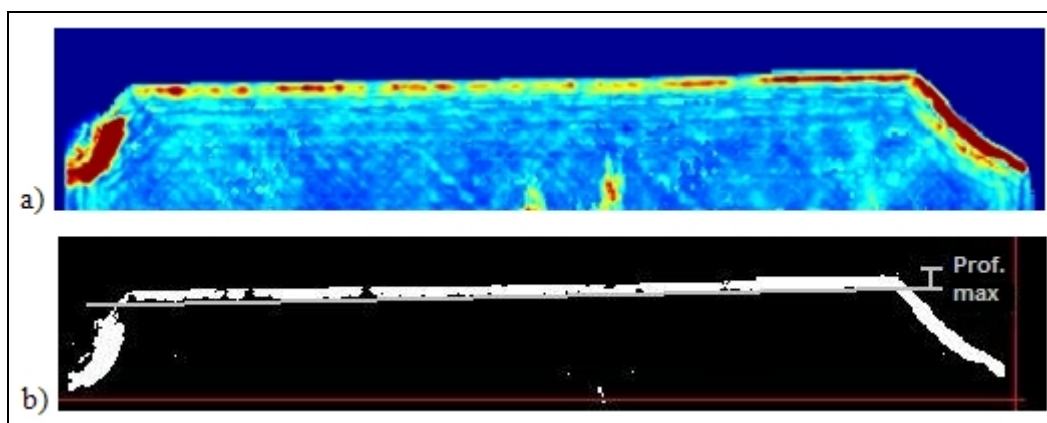


Figure 2.24 Évaluation des dommages d'usinage, échantillon usiné avec l'outil C2@650 m/min, 0,10 mm/tour

Tableau 2.5 Étendue des dommages mesurés par ultrasons pour différents paramètres d'usinage

Numéro d'outil	Vitesse de coupe (m/min)	Vitesse d'avance (mm/tour)	Profondeur max. (mm)	Distribution à la mi-profondeur max. (%)
C1	200	0.10	0.30	100
		0.20	0.30	100
		0.25	0.30	99
		0.36	0.44	88
		0.41	0.46	96
		0.51	0.30	97
C2	200	0.10	0.38	100
		0.41	0.30	69
	300	0.36	0.38	58
	400	0.25	0.38	71
	500	0.20	0.38	53
	650	0.10	0.30	92
		0.25	0.38	87
C3	200	0.10	0.15	85
		0.20	0.23	71
		0.25	0.23	70
		0.36	0.11	96
		0.41	0.15	99
		0.51	0.23	50
C4	200	0.10	0.19	57
		0.51	0.38	28
	300	0.20	0.23	82
		0.41	0.19	72
	400	0.25	0.15	60
		0.36	0.23	60
		0.41	0.23	76
	500	0.25	0.23	88
		0.36	0.15	56
	800	0.10	0.15	100

Le tableau 2.5 montre bien que la profondeur maximale des dommages semble être moins importante pour les outils C3 et C4 que pour les outils C1 et C2, comme expliqué précédemment. Ce dernier montre aussi qu'il est difficile de conclure sur l'influence de la géométrie d'outil et des conditions d'usinage. Il ne semble pas y avoir de tendances marquées entre profondeur maximale des dommages, distribution et vitesse de coupe ou vitesse d'avance. Malgré tout, même si l'étendue des dommages est faible et confinée en bordure des échantillons, le contrôle par ultrasons semble être une méthode plus efficace pour détecter les défauts d'usinage se trouvant en surface. La section qui suit résume l'ensemble des résultats obtenus dans ce chapitre.

2.5 Comparaison ultrasons/thermographie

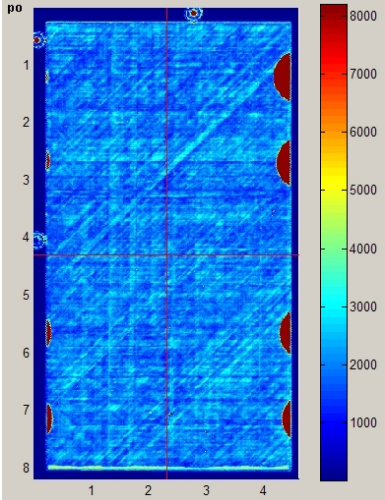
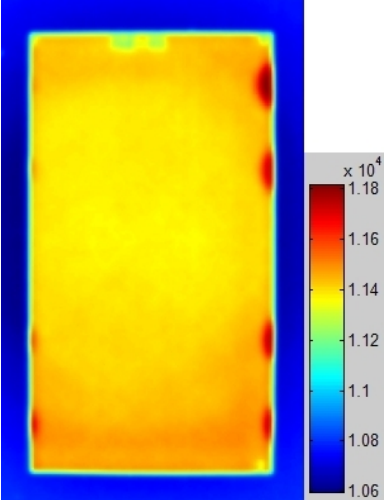
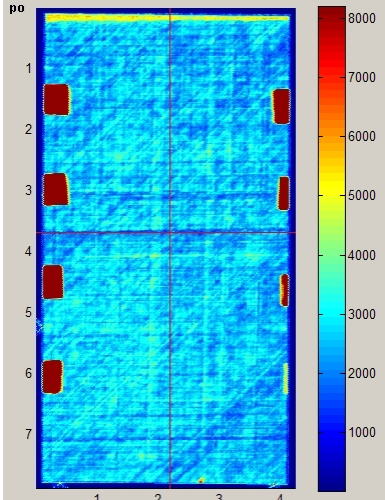
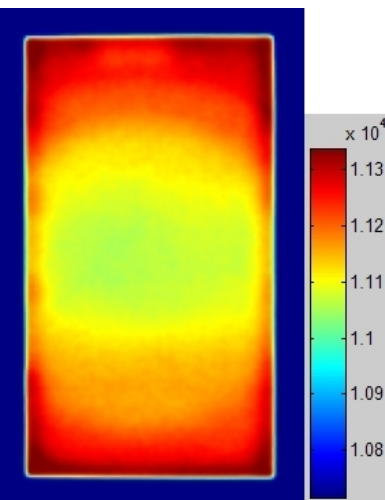
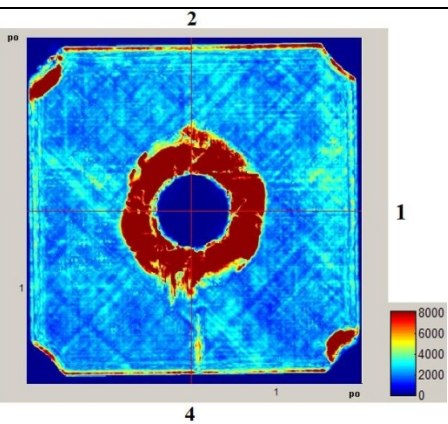
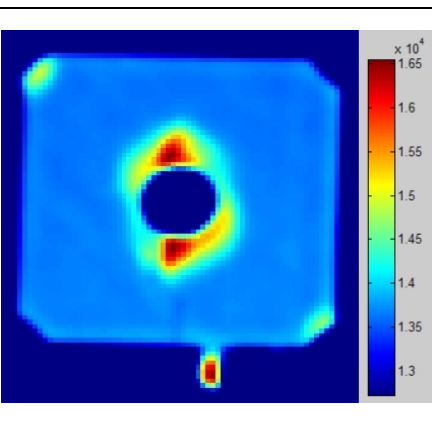
Le tableau 2.6 permet de comparer les résultats pour les deux méthodes de contrôle non destructif testées. Les résultats présentés dans le présent chapitre nous permettent de tirer les conclusions suivantes :

- Les ultrasons ont une plus grande sensibilité et permettent une meilleure résolution que la thermographie dans les laminés carbone/époxy à plis unidirectionnels;
- Les ultrasons sont aussi sensibles aux délaminages qu'aux inclusions de film de Teflon®. La détection des corps étrangers dépend de la différence d'impédance acoustique entre les deux matériaux;
- La grande résolution des ultrasons permet la détection et la quantification des dommages causés par le fraisage. Cependant, avec les paramètres utilisés pour l'inspection des échantillons usinés (sonde 10 MHz focalisée sur la surface de l'échantillon), la résolution et la sensibilité sont élevées dans les premiers plis du composite, mais elles diminuent rapidement avec la divergence du faisceau.
- La résolution des ultrasons est intimement liée à la fréquence du transducteur utilisé, au diamètre du faisceau ultrasonore et au pas d'inspection. Une fréquence élevée, un faisceau de faible diamètre et un petit pas d'inspection permettent une meilleure résolution. Cependant, l'utilisation d'une fréquence élevée est limitée par l'atténuation des ondes dans le matériau. Le diamètre du faisceau ainsi que le pas d'inspection sont limités par le temps alloué à l'inspection;
- L'atténuation des ultrasons dans les composites est beaucoup plus importante que dans les métaux. Il faut donc en tenir compte lorsqu'on évalue la taille d'un défaut en appliquant une amplification du signal qui varie en fonction du temps;

- L'utilisation d'un couplant est toujours nécessaire lorsqu'on utilise les ultrasons. Dans le cas du C-scan, la pièce doit être immergée dans l'eau, ce qui peut être problématique si l'absorption d'humidité est considérée comme critique;
- L'inspection de pièces dont les surfaces ne sont pas planes nécessite un équipement spécialement adapté;
- L'inspection par thermographie pulsée est très rapide, une trentaine de secondes était nécessaire dans ce cas-ci;
- La sensibilité de cette méthode est bonne pour les défauts qui influencent grandement la conductivité thermique de la pièce (tous les défauts ont été détectés pour l'échantillon Ref-01) ;
- Les défauts de faible épaisseur et/ou dont la conductivité thermique est proche de celle de la pièce, comme pour les films de Teflon utilisés précédemment, sont difficilement détectables;
- La résolution de la thermographie est limitée par le phénomène physique sur lequel elle s'appuie, c'est-à-dire la diffusion de la chaleur dans le matériau. Les défauts avec une taille moyennement importante (diamètre supérieur à 6,35 mm dans le cas des entailles usinées) peuvent tout de même être évalués avec une précision acceptable;
- L'uniformité du chauffage affecte les résultats;
- Les méthodes de traitement de signal comme le calcul du contraste absolu et la transformée de Fourier permettent d'améliorer sensiblement les résultats.

Le prochain chapitre tentera d'évaluer l'influence des dommages causés par l'usinage sur les propriétés mécaniques en tension.

Tableau 2.6 Comparaison des résultats, ultrasons et thermographie

Ultrasons en immersion (C-scan)	Thermographie pulsée (images brutes)
	
	
	

CHAPITRE 3

EFFET DE L'USINAGE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TENSION

3.1 Méthodologie

L'essai de traction est retenu pour évaluer l'effet de l'usinage sur les propriétés mécaniques puisqu'il est couramment utilisé. Les essais de traction sont réalisés en s'inspirant de la norme ASTM D3039/D3039M-00 (American Society for Testing and Materials, 2000). Puisque les dommages d'usinage sont relativement peu importants selon les mesures obtenues par ultrasons, nous proposons d'évaluer différentes largeurs d'éprouvettes de traction. Nous espérons ainsi mettre en évidence l'influence des dommages sur les propriétés. Un échantillon moins large devrait normalement affecter à la baisse les propriétés mécaniques puisque pour une même dimension de défaut, la proportion endommagée augmente lorsque la largeur diminue. Ainsi, trois largeurs sont testées, soit 19,05 mm; 12,7 mm et 6,35 mm. La longueur des échantillons est de 254 mm tel que recommandé par la norme.

Les échantillons sont obtenus à partir de plaques de composite carbone/époxy à plis unidirectionnels. Au total, huit plaques sont fabriquées par drapage à la main. La cuisson est réalisée en autoclave selon les standards aéronautiques. Il s'agit de laminés quasi-isotropes $[0/+45_2/-45_2/90]_{2s}$ dans lesquels les échantillons de traction sont usinés ou coupés. Après fabrication, la qualité des plaques est contrôlée par ultrasons afin de vérifier s'il y a présence de défauts avant d'usiner les échantillons de traction. Trois méthodes d'obtention des échantillons sont utilisées. Une première série d'échantillons est coupée à la scie abrasive au diamant. Il s'agit d'une méthode couramment utilisée dans la littérature. Les échantillons sont coupés sur un banc de scie muni d'une lame abrasive au diamant de 178 mm de diamètre (figure 3.1). La vitesse de rotation de la lame est de 3450 tours/min et l'avance est

exécutée manuellement. Un jet d'eau est utilisé pour le refroidissement et l'extraction de poussière. Un guide permet de faire des coupes parallèles de différentes largeurs.



Figure 3.1 Scie abrasive au diamant utilisée pour la découpe des échantillons de traction

La seconde méthode consiste à poncer les côtés d'échantillons coupés à la scie de façon à enlever tout défaut résiduel. On s'assure ainsi d'obtenir des échantillons sans le moindre défaut d'usinage. Ces échantillons serviront de référence pour les deux autres méthodes. Le ponçage des échantillons s'est fait sur une machine à commande numérique avec un montage spécialement conçu (figure 3.2). Des bandes de ponçage avec un grain #240 sont utilisées avec une vitesse de rotation de 12 000 tours/min et une vitesse d'avance de 0,03 mm/tour de façon à obtenir une excellente finition.

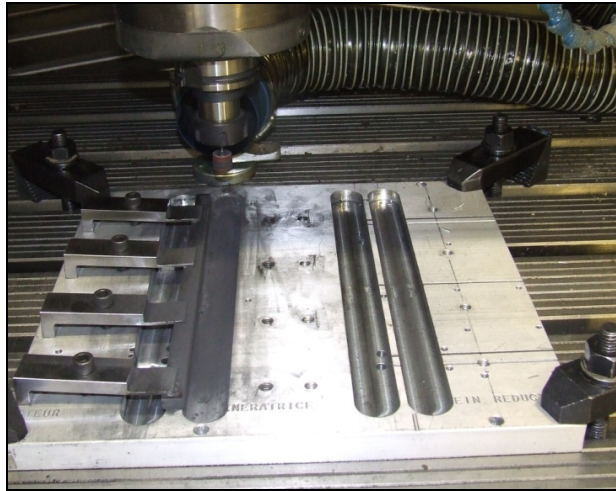


Figure 3.2 Montage utilisé pour le ponçage des échantillons de traction

Finale­ment, la dernière méthode de découpe représente le cas industriel du détourage de pièces par fraisage. Les laminés sont d'abord percés pour permettre leur installation sur un montage de fixation (figure 3.3). Le laminé est placé sur la base du montage et est recouvert d'une plaque d'aluminium. Une série de boulons fixe la plaque d'aluminium et le laminé de composite à la base du montage. La plaque d'aluminium comporte des rainures permettant l'usinage de chacun des côtés des échantillons tout en tenant fermement le laminé de façon à éliminer les problèmes de vibration. Des trous d'engagement sont ensuite percés dans le composite à l'une des extrémités de chacune des rainures de façon à permettre l'engagement de l'outil de fraisage. L'outil descend dans le trou d'engagement jusqu'à ce qu'il dépasse légèrement l'épaisseur du laminé pour ensuite réaliser l'opération de fraisage. Il est à noter que l'usinage de chacun des côtés des échantillons se fait en une seule étape, l'engagement de l'outil correspond donc au plein diamètre de l'outil et à la pleine épaisseur du laminé. De plus, l'usinage des échantillons se fait en opposition puisque ce mode donne toujours un meilleur fini de surface dans les composites. Un espace est donc laissé entre chaque échantillon de façon à ce que les côtés des échantillons soient toujours usinés en opposition (voir le détail A de la figure 3.3). Lorsque les côtés des échantillons sont usinés, le laminé est retiré du montage et les extrémités des échantillons sont coupées à la scie. L'outil de fraisage utilisé est spécialement conçu pour l'usinage des composites. Il s'agit d'un outil à 8 flûtes en

carbure de tungstène avec revêtement au diamant par dépôt chimique en phase vapeur (CVD). Le diamètre de l'outil est de 6 mm. L'usinage des échantillons s'est fait avec les paramètres recommandés par le fabricant de l'outil, soit une vitesse de coupe de 190 m/min et une avance de 0,04 mm/dent. Au total, trois outils sont utilisés sur la totalité de leur longueur de coupe. Chaque outil a permis d'usiner six échantillons en utilisant une profondeur d'usinage différente pour chaque échantillon. Ainsi, chaque échantillon est usiné avec des arêtes de coupe neuves. Le but était d'éviter l'influence de l'usure de l'outil. Cependant, étant donné le faible nombre d'outils disponibles, un outil a dû être utilisé deux fois. Des observations au microscope optique avant et après chaque utilisation ont permis de vérifier l'état de l'outil. Aucun signe d'usure n'était observable même après la deuxième utilisation de l'outil (voir images ANNEXE I). Au total, huit échantillons de chaque largeur ont été obtenus par fraisage.

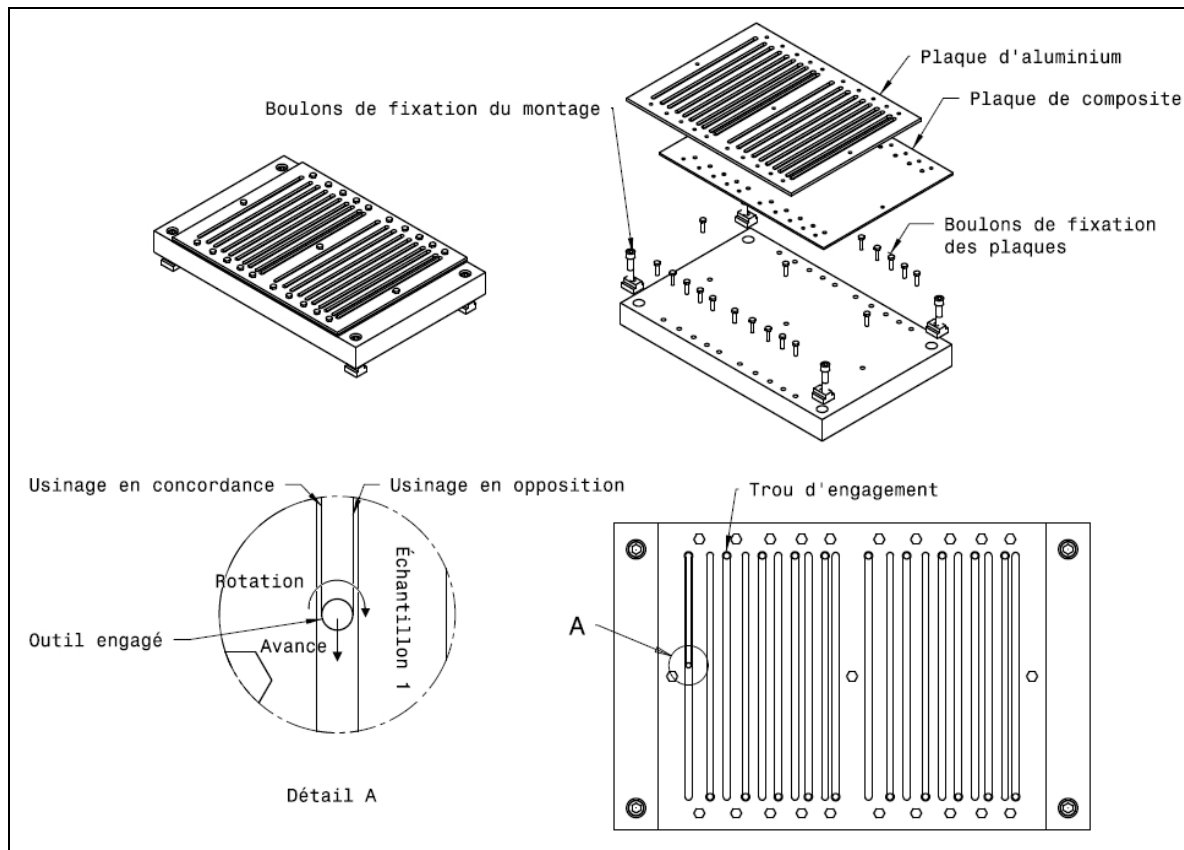


Figure 3.3 Montage utilisé pour l'usinage des échantillons de traction

L'inspection par ultrasons avant la préparation des échantillons a révélé que la qualité de la plupart des plaques est excellente. Seuls deux échantillons coupés à la scie (figure 3.4) et un échantillon usiné par fraisage (figure 3.5) pourraient être affectés par des défauts de laminage. Ces échantillons seront tout de même testés en tension, mais une attention particulière sera portée au résultat.

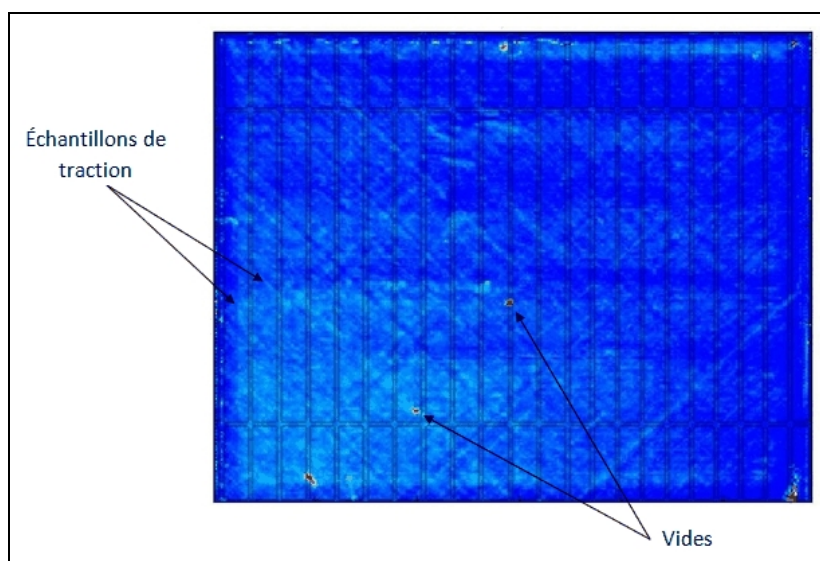


Figure 3.4 Défauts détectés sur une plaque avant la coupe à la scie

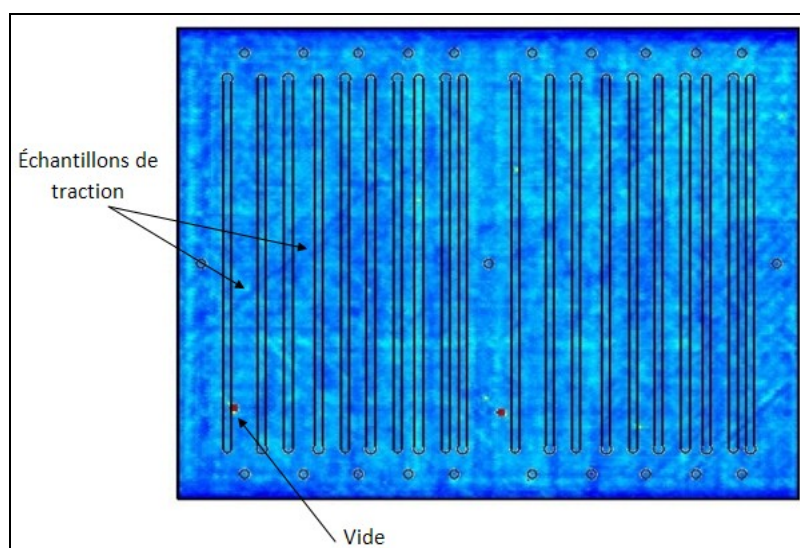


Figure 3.5 Défauts détectés sur une plaque avant usinage

Suite à la découpe, chaque échantillon de traction est inspecté par ultrasons afin de mesurer les dommages causés par l'usinage. Seulement une partie des échantillons est inspectée, soit une zone de 6,98 mm par 25,4 mm située en bordure comme le montre la figure 3.6. La démarche utilisée pour la mesure des dommages est la même que celle employée sur les échantillons issus des tests d'usinage (sonde 10 MHz, distance focale de 25,4 mm, point focal de 0,20 mm de diamètre dans l'eau, pas de balayage de 0,08 mm). Un échantillon représentatif de chaque méthode d'usinage est aussi sélectionné pour des observations au microscope électronique à balayage. Avant de procéder aux observations, les surfaces usinées sont nettoyées par jet d'air comprimé puis avec du méthanol et une brosse. Les observations sont réalisées sur un microscope Hitachi S-3600N. Finalement, les échantillons sont testés en tension quasi-statique. Après quelques essais, l'ajout de talons aux éprouvettes s'est avéré nécessaire afin d'obtenir une rupture acceptable des échantillons. Ainsi, des plaques d'aluminium de 57 mm de longueur et de 1 mm d'épaisseur ont été collées aux extrémités des échantillons (voir figure 3.6).

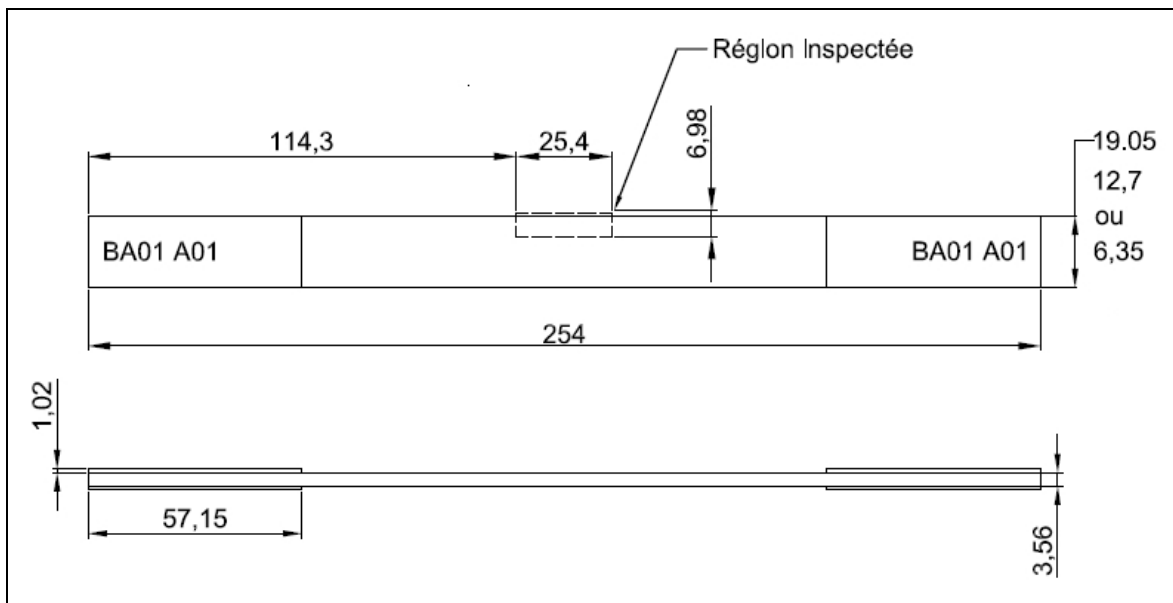


Figure 3.6 Géométrie des échantillons de traction et région inspectée par ultrasons

Les essais de traction sont réalisés sur une machine Instron LM-U150/I équipée de mâchoires mécaniques en coin et d'une cellule de charge de 150 kN. Un extensomètre mécanique de

50,8 mm est utilisé pour la mesure de l'allongement. L'essai de traction se fait à déplacement constant avec une vitesse de 1,27 mm/min. L'allongement est enregistré à une fréquence de 25 échantillons/seconde. Pour chaque groupe d'échantillons, la mesure des propriétés mécaniques est répétée entre 6 et 8 fois pour un total de 62 échantillons testés. Le montage utilisé est présenté à la figure 3.7. Le tableau 3.1 résume le plan d'expérience des essais mécaniques.



Figure 3.7 Montage utilisé pour les essais de traction

Tableau 3.1 Plan d'expérience pour les essais mécaniques

Méthode d'usinage	Coupe à la scie	Ponçage	Fraisage
Largeur des échantillons	19,05 mm; 12,7 mm et 6,35 mm		
Longueur des échantillons	254 mm		
Nombre d'échantillons testés	6/largeur (total 18)	6/largeur (total 18)	8/largeur (total 24)
Outils utilisés	Lame abrasive au diamant, diamètre 178 mm	Tambours de ponçage, grit #240	8 flûtes en carbure de tungstène avec revêtement au diamant (CVD)
Conditions de coupe	Rotation 3450 trs/min	Rot. 12 000 trs/min Av. 0,03 mm/tr	Vitesse de coupe 190 m/min, Av. 0,04 mm/dent
Mesures et observations	<ul style="list-style-type: none"> • Observations au microscope électronique à balayage des surfaces usinées (quelques échantillons seulement) • Inspection par ultrasons en immersion (tous les échantillons) • Mesure de la contrainte ultime et du module d'élasticité en tension 		

L'alignement des mâchoires de la machine est particulièrement important pour caractériser en tension des échantillons de composite. Un mauvais alignement induit de la flexion ce qui entraîne une rupture prématurée ou des variations importantes dans les propriétés mesurées. La norme ASTM D3039/D3039M-00 spécifie qu'un pourcentage de flexion entre 3 et 5 % est acceptable. L'évaluation du pourcentage de flexion se fait à l'aide d'un échantillon comportant au moins trois jauges de déformation. Les différences dans les déformations mesurées par chacune des jauges, lorsqu'on sollicite l'échantillon en tension, permettent de calculer le pourcentage de flexion suivant la largeur et l'épaisseur de l'échantillon. Dans le cas présent, l'alignement de la machine a été vérifié avec un échantillon d'aluminium utilisé

dans un des laboratoires du programme de génie mécanique de l'UQTR. L'échantillon comporte quatre jauges de déformation identifiées par les #1, 2, 3 et 4 sur la figure 3.8.

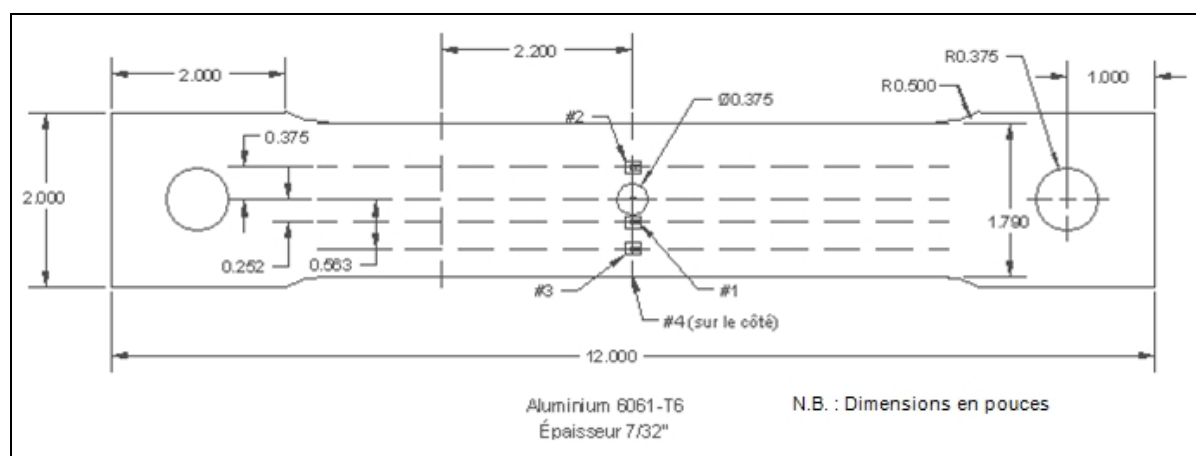


Figure 3.8 Éprouvette avec jauges de déformation utilisée pour vérifier l'alignement de la machine de traction

Tirée de Koffi et St-Arnaud (2011, p. 12)

Il est possible d'évaluer le pourcentage de flexion en répétant l'essai pour les quatre orientations possibles de l'échantillon dans les mâchoires de la machine. Après avoir suivi la procédure pour l'alignement des mâchoires, nous avons réussi à obtenir un pourcentage de flexion inférieur à 5% pour une force supérieure à 11 KN, ce que nous avons jugé acceptable puisque la force de rupture pour les plus petits échantillons (largeur 6,35 mm) est d'environ 12 KN. Les résultats des mesures par ultrasons, des observations au microscope électronique à balayage et des essais de traction sont présentés à la section suivante.

3.2 Résultats

3.2.1 Inspection par ultrasons des échantillons de traction

Les figures 3.9 à 3.11 montrent l'image C-scan brute et l'image après traitement de différents échantillons. La figure 3.9 correspond à un échantillon poncé, la figure 3.10 correspond à un échantillon coupé à la scie et, finalement, la figure 3.11 correspond à un échantillon obtenu par fraisage. Sur les images traitées, le bord de l'échantillon est tracé en gris et les dommages sont représentés en blanc. Ces images sont représentatives de la plupart des échantillons pour chacune des méthodes de préparation.

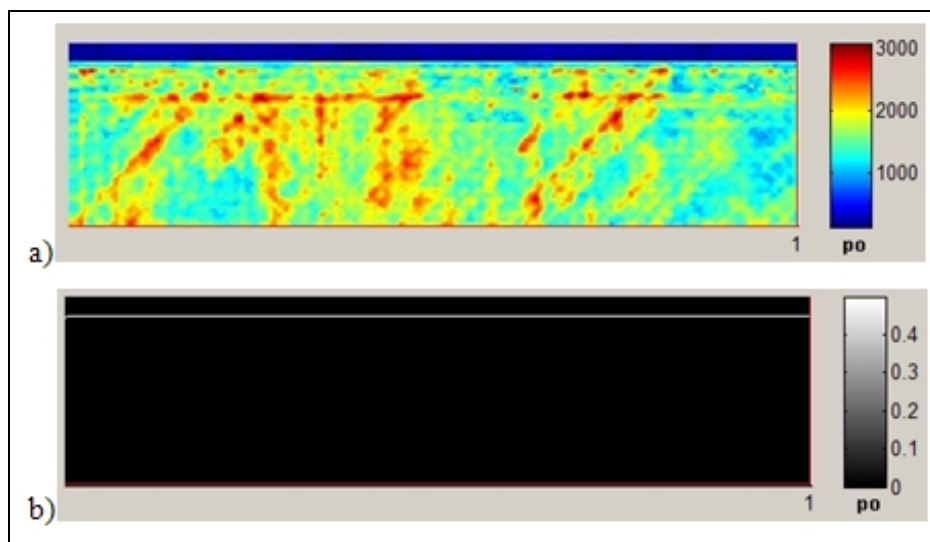


Figure 3.9 Inspection par ultrasons d'un échantillon poncé (BA01 A02)

a) C-scan brut; b) image traitée

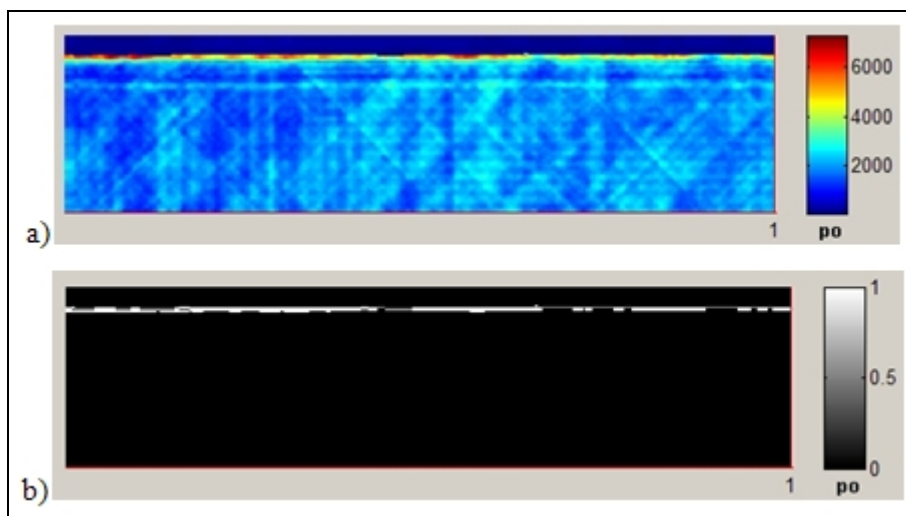


Figure 3.10 Inspection par ultrasons d'un échantillon
coupé à la scie (BA01 A07)
a) C-scan brut; b) image traitée

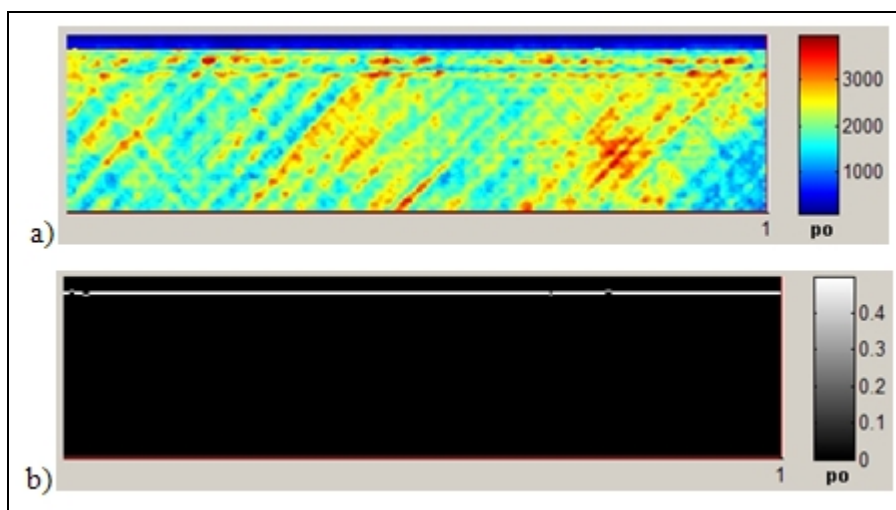


Figure 3.11 Inspection par ultrasons d'un échantillon
usiné par fraisage (BA06 F05)
a) C-scan brut; b) image traitée

Comme on peut le voir sur la figure 3.10, les échantillons coupés à la scie abrasive au diamant présentent un certain niveau d'endommagement contrairement aux échantillons poncés (figure 3.9). Toutefois, l'étendue des dommages reste relativement faible. Il s'agit possiblement de légers délaminages au niveau du pli de surface. Des fibres du pli de surface

étaient d'ailleurs partiellement détachées sur ces échantillons. L'orientation des efforts de coupe lors de la coupe à la scie est probablement responsable de ces dommages. Une des composantes de la force résultante est normale à la surface, favorisant ainsi le délaminage à la sortie de la lame (figure 3.12). De plus, les fibres du pli de surface sont orientées à 0° , c'est-à-dire parallèle à la lame, de sorte qu'elles peuvent être facilement séparées par les efforts de coupe dans ce cas-ci.

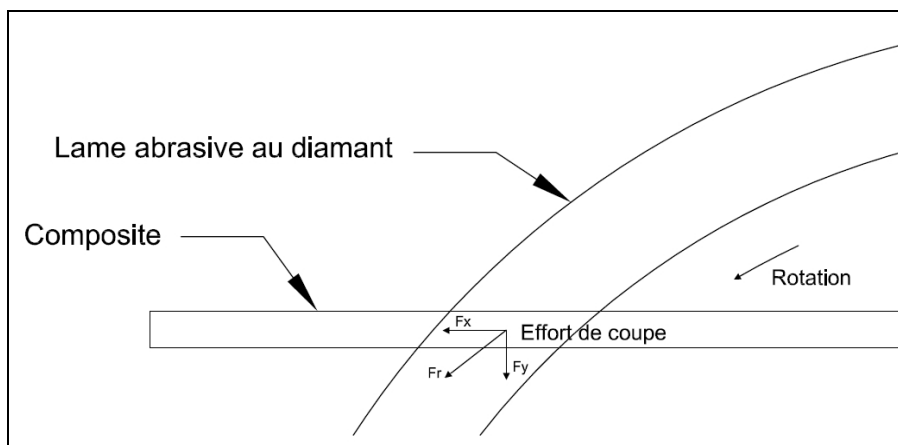


Figure 3.12 Schématisation des efforts de coupe, scie abrasive au diamant

Pour ce qui est des échantillons usinés par fraisage, aucun dommage n'est détecté non plus. Tel qu'expliqué à la section 2.4.3, l'inspection pas ultrasons ne semble permettre que la détection des dommages se trouvant à la surface ou près de la surface. Dans le cas des échantillons de traction, le pli de surface est orienté à 0° par rapport à la rotation de l'outil, c'est-à-dire parallèle au déplacement des arêtes de coupe au point de contact. Il s'agit alors d'une orientation favorable minimisant les dommages de surface. Cependant, rappelons que d'autres plis sont orientés moins favorablement dans le laminé (-45°). Ces plis ont probablement subi un certain endommagement qui n'est malheureusement pas possible de détecter par ultrasons. Des observations au microscope électronique à balayage permettront de vérifier cette hypothèse. Le tableau 3.2 résume l'étendue des dommages pour chaque méthode de découpe des échantillons. La profondeur maximale et la distribution des dommages, telles que définies à la section 2.4.3, ont été mesurées pour tous les échantillons.

La moyenne et l'écart type sont calculés à partir de l'ensemble de ces valeurs. La prochaine section discute des images obtenues par microscope électronique à balayage.

Tableau 3.2 Étendue des dommages pour chaque méthode de préparation des échantillons d'essai de traction

	Coupe à la scie + ponçage		Coupe à la scie		Fraisage	
	Profondeur max. (mm)	Distribution (%)	Profondeur max. (mm)	Distribution (%)	Profondeur max. (mm)	Distribution (%)
Moyenne	0	0	0,155	60,3	0	0
Écart-type	0	0	0,054	26,3	0	0

3.2.2 Observations au microscope électronique à balayage

La figure 3.13 montre l'état de surface obtenu par chacune des méthodes à un grossissement de 25x. Le ponçage donne évidemment la surface la plus uniforme des trois méthodes (figure 3.13 a). La surface obtenue avec la scie abrasive ne présente pas de dommages majeurs, mais la rugosité est un peu plus élevée (figure 3.13 b). On observe des stries causées par les grains de diamant plus grossiers que les grains des tambours utilisés pour le ponçage. On constate aussi que la direction de l'usinage n'est pas la même, dans le cas du ponçage et du fraisage, l'enlèvement de matière se fait parallèlement à la surface usinée alors que pour la coupe à la scie, l'enlèvement de matière se fait à angle à travers l'épaisseur. Ceci donne des surfaces dont les caractéristiques sont propres à chacune des méthodes. Les figures 3.13 a) et c) diffèrent passablement. Sur les échantillons usinés par fraisage, on distingue clairement les plis orientés à -45° des autres plis en raison de l'endommagement de ces derniers. Ce qui n'est pas le cas pour les échantillons poncés où la surface est uniforme peu importe l'orientation des fibres.

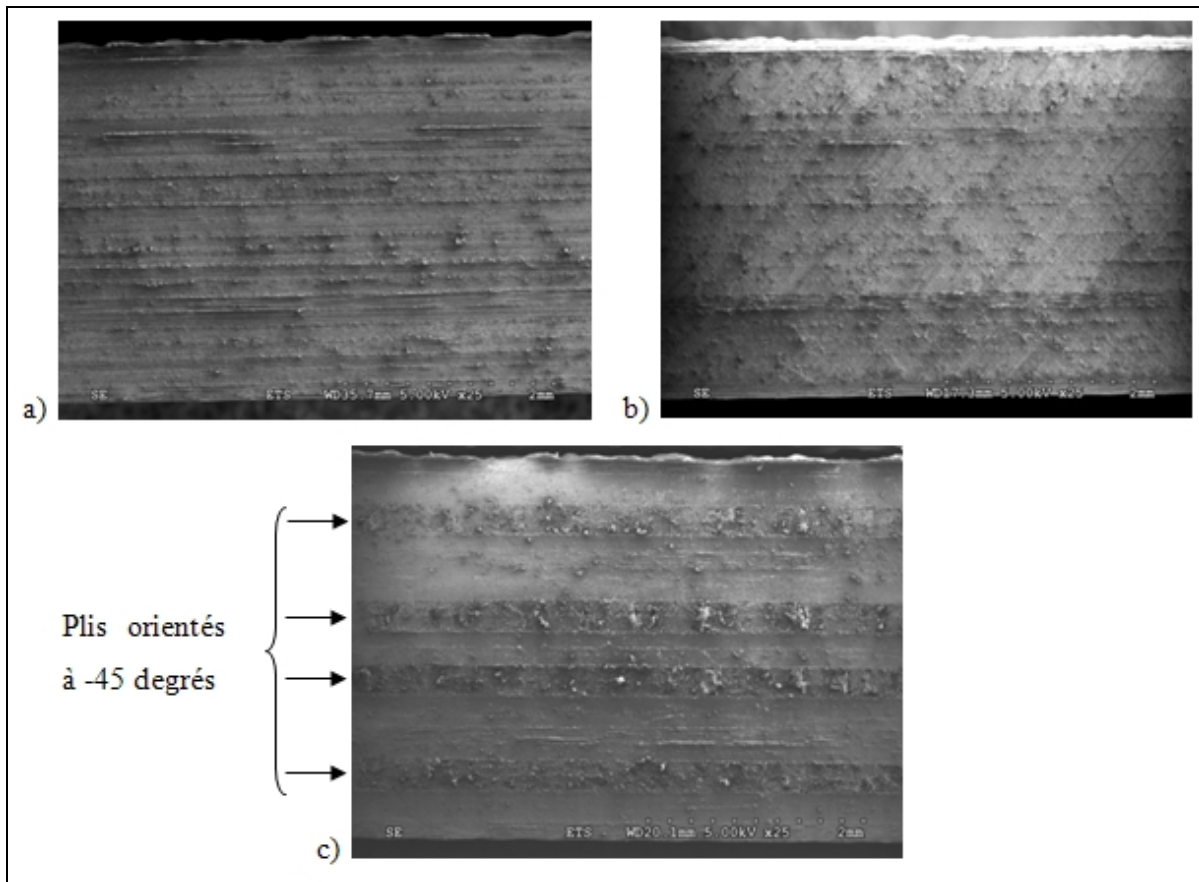


Figure 3.13 Surface obtenue pour chacune des méthodes de préparation
 a) ponçage; b) scie abrasive; c) fraisage

Les figures 3.14 à 3.16 correspondent aux orientations de fibres à 0° et $+45_2$ pour les trois méthodes d'usinage (ponçage, coupe à la scie et fraisage, respectivement) pour un grossissement de 200x. Très peu de dommages sont induits par les trois méthodes à l'exception de possibles brûlures de la matrice pour les échantillons poncés et usinés par fraisage. En effet, sur les figures 3.14 et 3.16 on observe une incrustation de poussière à certains endroits. La température atteinte lors de l'usinage peut être suffisamment élevée pour ramollir la matrice, ce qui expliquerait pourquoi les résidus de fibre de carbone semblent avoir collé à ces endroits. Il se crée donc un phénomène de « tartinage » comme le mentionne la littérature (Arola et Ramulu, 1994; Guegan, Lemaitre et Hamann, 1992; Ramulu, Wern et Garbini, 1993; Sadat, 1995; Wang, Ramulu et Arola, 1995b).

Le ponçage et le fraisage se sont faits, rappelons-le, sans aucun fluide de lubrification, c'est-à-dire à sec. Le phénomène est beaucoup moins important pour les échantillons coupés à la scie (figure 3.15). L'utilisation d'eau lors de la coupe permet de diminuer la température et d'extraire la poussière.

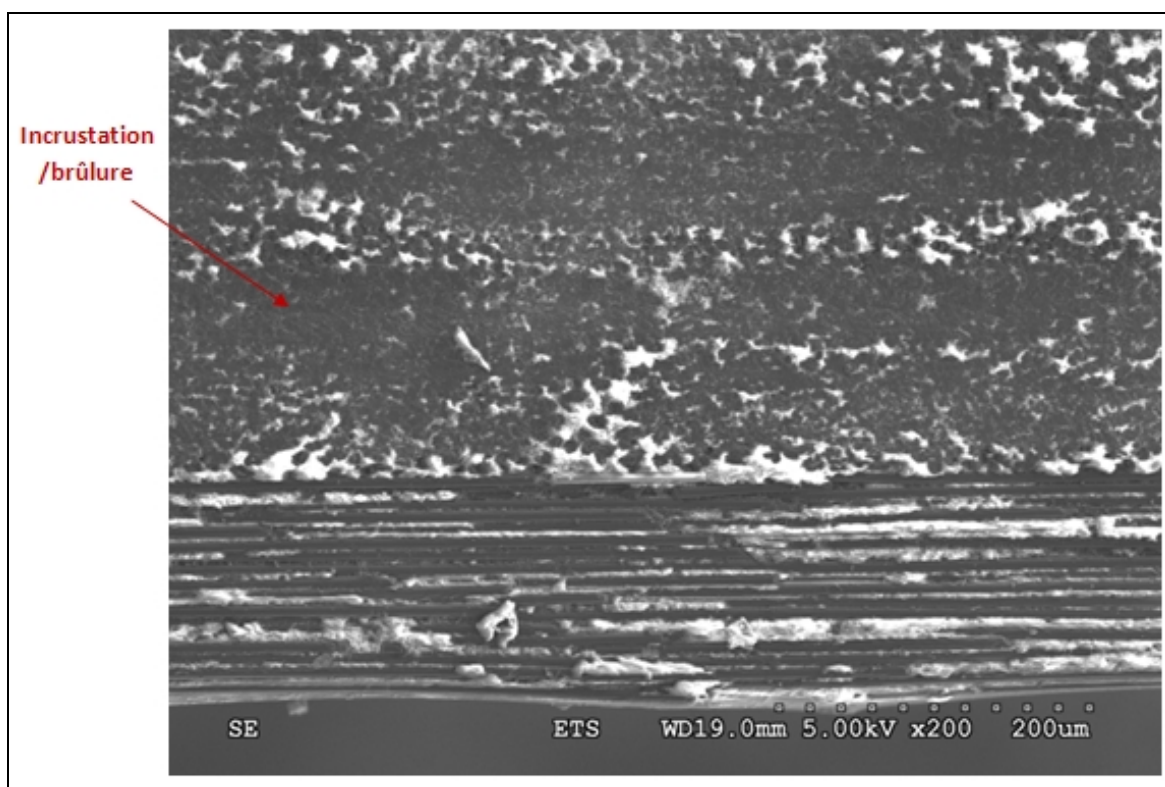


Figure 3.14 Surface obtenue par ponçage, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x

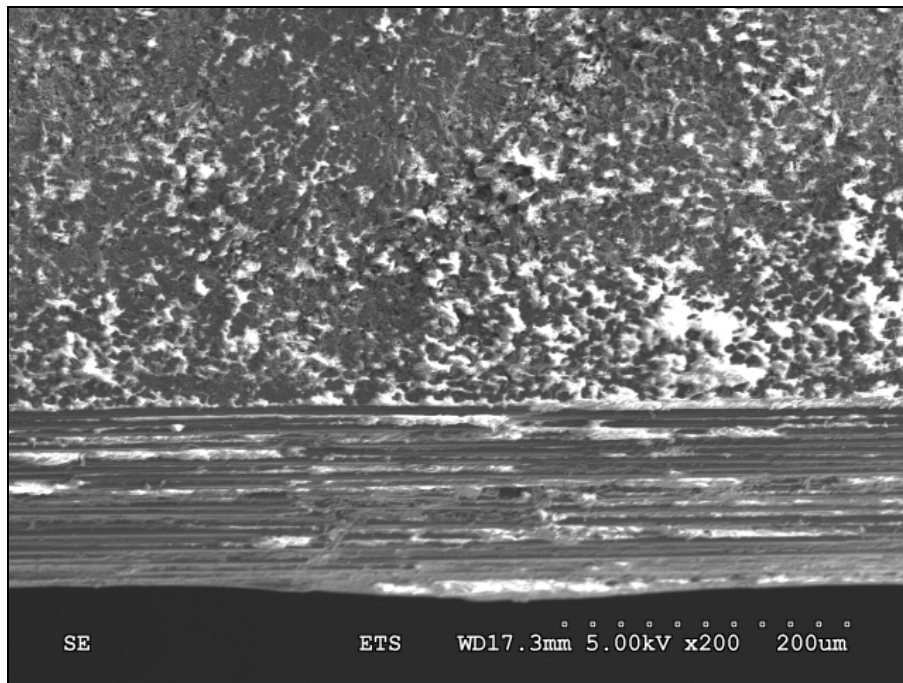


Figure 3.15 Surface obtenue par scie abrasive, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x

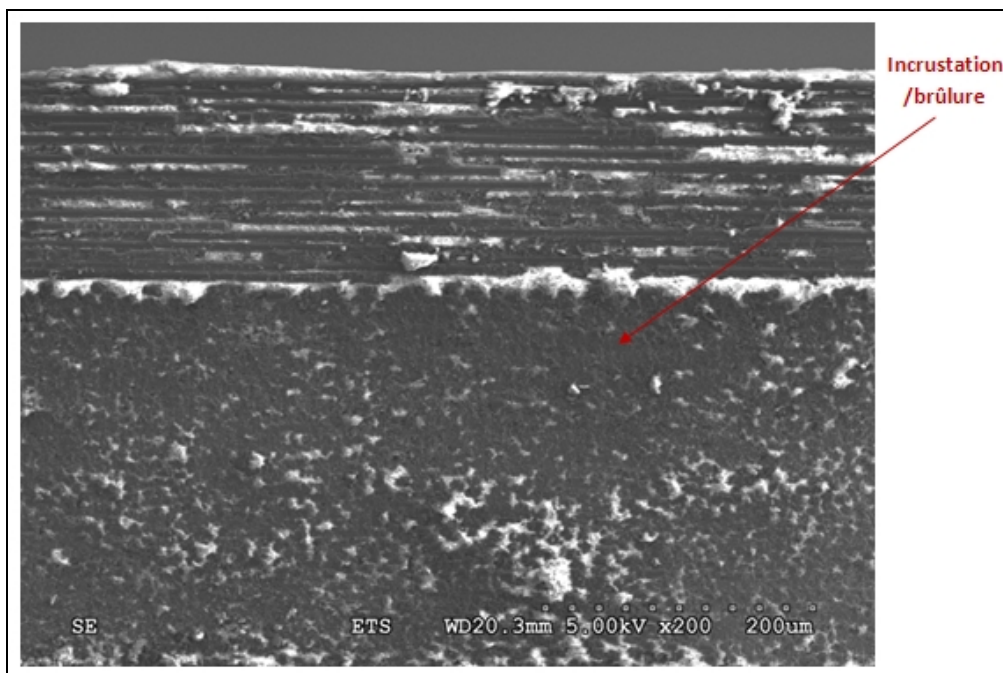


Figure 3.16 Surface obtenue par fraisage, orientation 0 et +45 degrés, grossissement 200x

Pour ce qui est des plis orientés à 90° , il est difficile d'analyser les images en raison d'une incrustation de poussière importante. Le phénomène de « tartinage » cache les détails de la surface et il est difficile de déterminer si des fibres ont été arrachées ou si des fissures se sont propagées dans la matrice. Ce phénomène est surtout présent au niveau des plis orientés à 90° et $+45^\circ$, ce qui correspond aussi aux observations faites dans la littérature. Les figures 3.17 à 3.19 corroborent ce phénomène où on voit que le « tartinage » est un peu moins important pour la coupe à la scie abrasive (figure 3.18) que pour les deux autres méthodes (ponçage : figure 3.17, fraisage : figure 3.19).

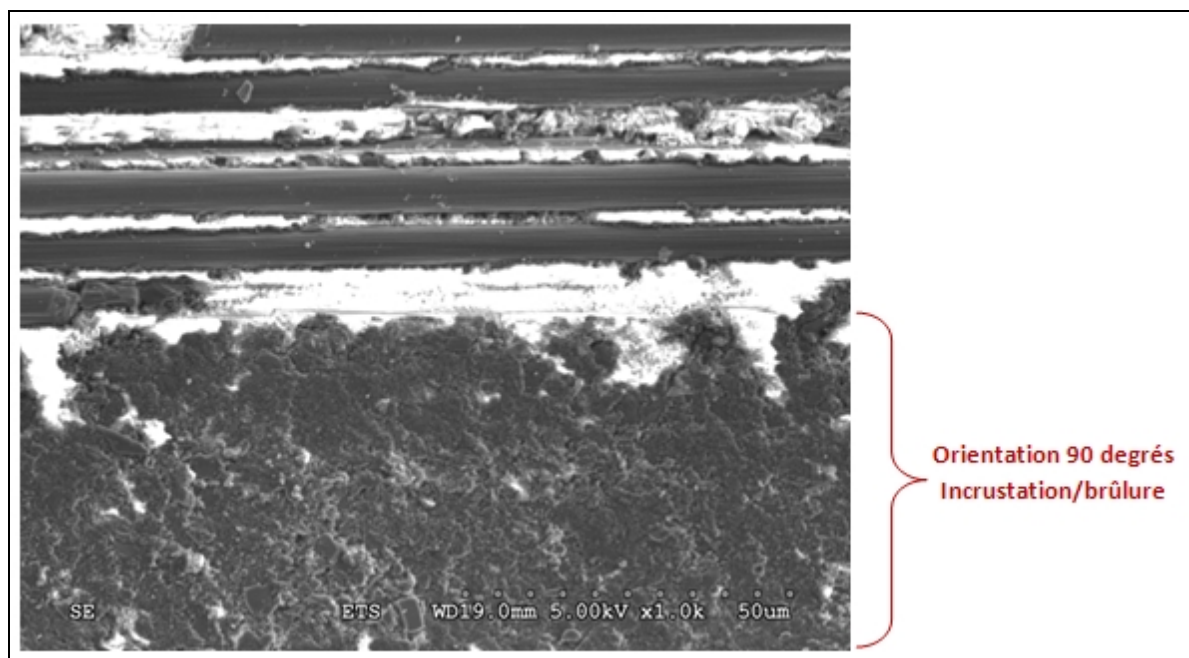


Figure 3.17 Surface obtenue par ponçage, orientation 90 degrés, grossissement 1000x

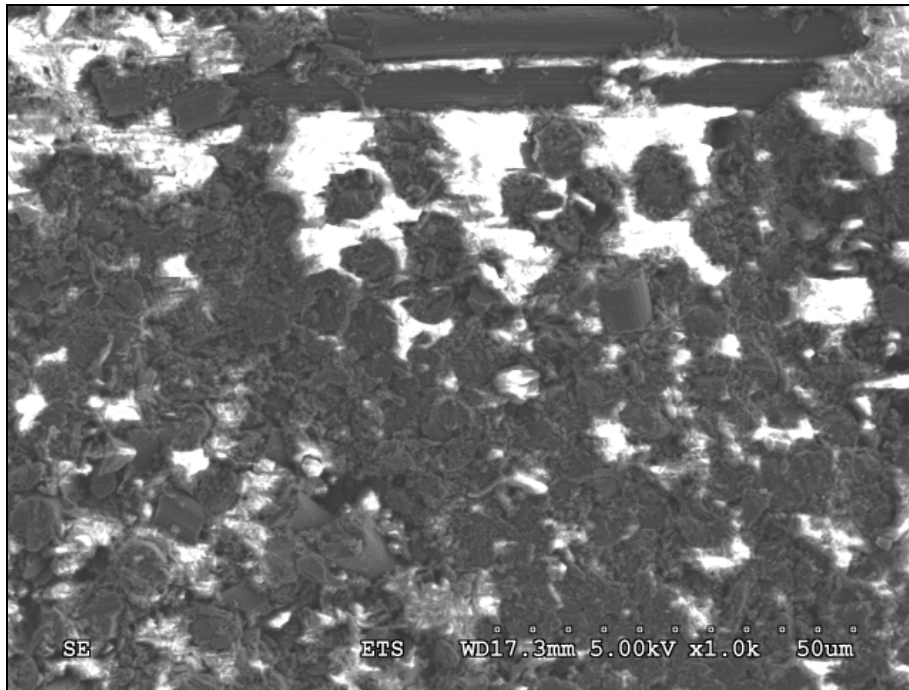


Figure 3.18 Surface obtenue par scie abrasive, orientation 90 degrés, grossissement 1000x

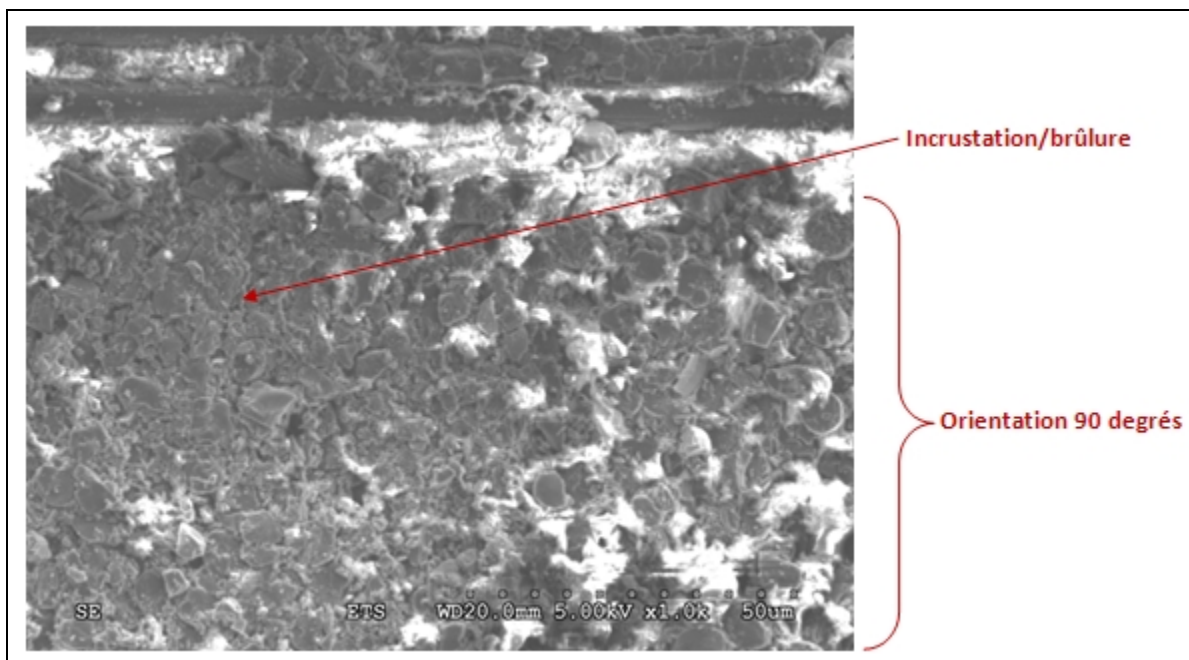


Figure 3.19 Surface obtenue par fraisage, orientation 90 degrés, grossissement 1000x

L'orientation à -45° représente le cas le plus intéressant. Les surfaces obtenues par ponçage présentent une excellente intégrité pour cette orientation. Comme on peut le voir sur la figure 3.20 l'extrémité coupée des fibres est parallèle à la surface usinée ce qui signifie qu'il n'y a pas eu de déplacement ou de flexion des fibres (la section coupée des fibres est de forme ovale). De plus, la matrice est demeurée dans sa position, entre les fibres. Il ne semble donc pas y avoir de propagation de fissures ni de fibres dénudées. Pour les échantillons coupés à la scie abrasive, la surface comporte un peu d'incrustation de poussière rendant l'analyse un peu plus difficile (figure 3.21). Néanmoins, il ne semble pas y avoir de dommage important. Les échantillons usinés par fraisage représentent le pire cas pour cette orientation (figure 3.22). L'usinage donne lieu à la formation de cratères au niveau des plis orientés à -45° par rapport à la rotation de l'outil. Les fibres sont arrachées par paquet donnant ainsi une surface en dents de scie. La surface de rupture des fibres est perpendiculaire à l'axe des fibres, laissant croire à une flexion importante de ces dernières lors de la formation du copeau. Cette flexion peut entraîner la propagation de fissures le long de l'interface fibre/matrice comme illustré par la figure 1.1.

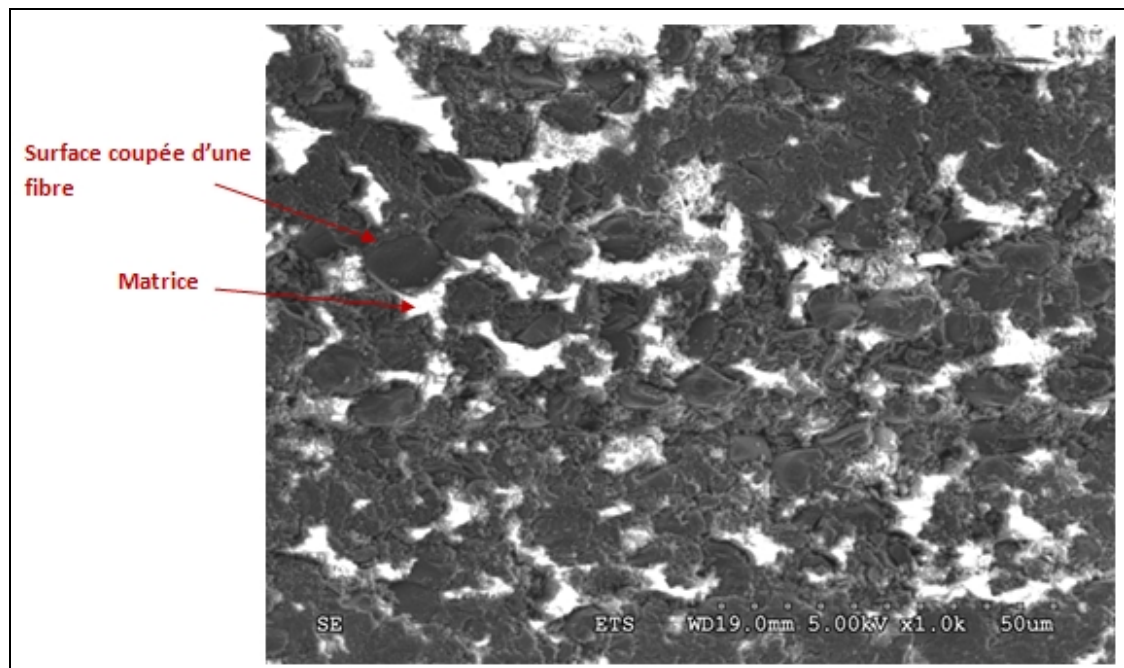


Figure 3.20 Surface obtenue par ponçage, orientation - 45 degrés, grossissement 1000x

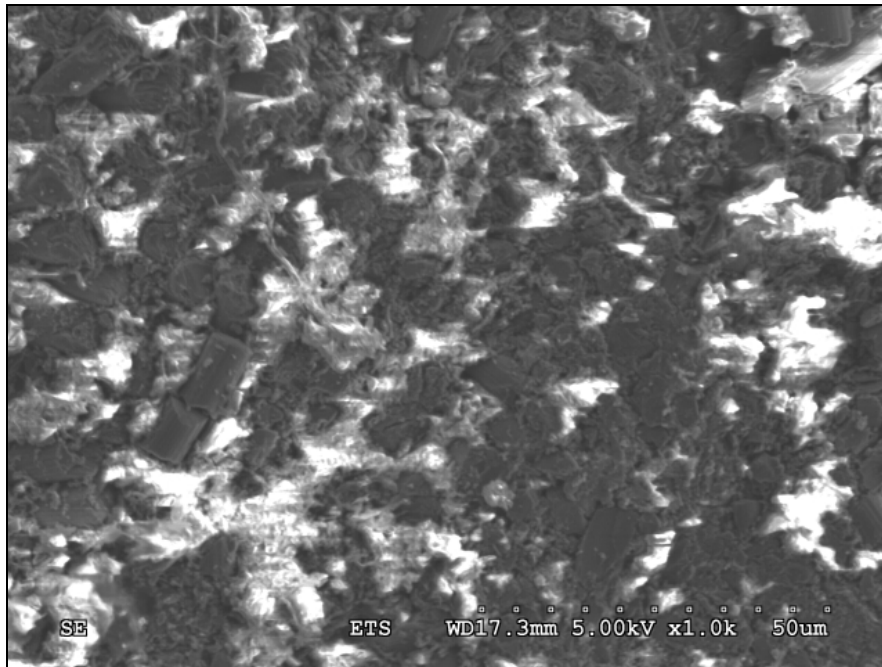


Figure 3.21 Surface obtenue par scie abrasive, orientation -45 degrés, grossissement 1000x

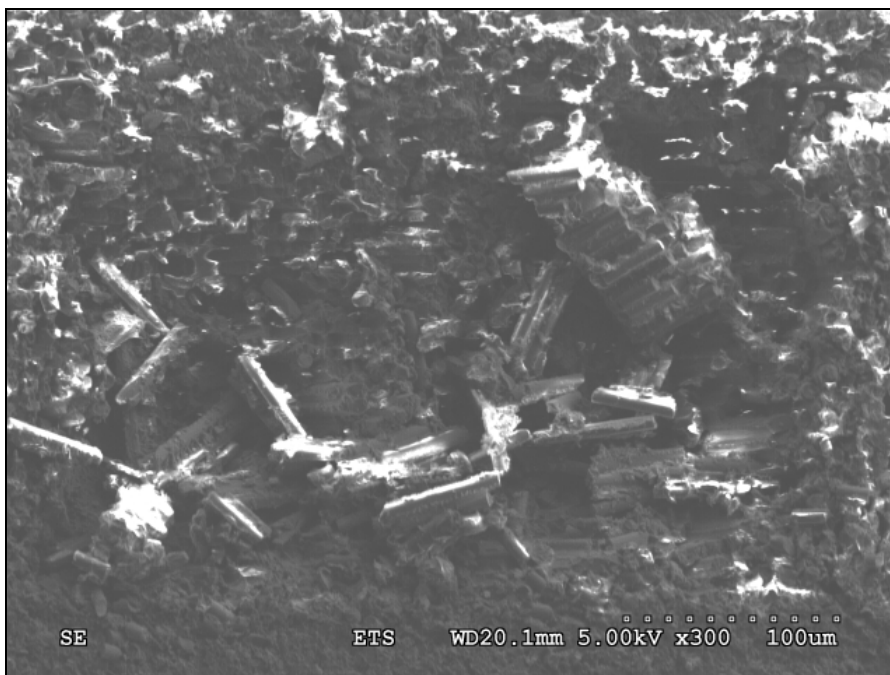


Figure 3.22 Surface obtenue par fraisage, orientation -45 degrés, grossissement 300x

Les dimensions d'un cratère peuvent être estimées à partir de l'échelle de l'image. Ainsi, la largeur réelle d'un cratère serait de l'ordre de 0,2 mm (figure 3.23). En supposant que ces dommages forment une surface en dents de scie comme illustré par la figure 3.24, nous pouvons estimer la profondeur du cratère à environ 0,1 mm. Cependant, les dommages réels peuvent s'étendre au-delà de cette profondeur. La flexion des fibres peut avoir entraîné la propagation de fissures dans la matrice. Il est probable que les fibres aient repris partiellement leur place après le passage des arêtes de coupe de l'outil, rendant les fissures impossibles à voir au microscope. La présence de poussière et de résidus peut aussi camoufler ces fissures.

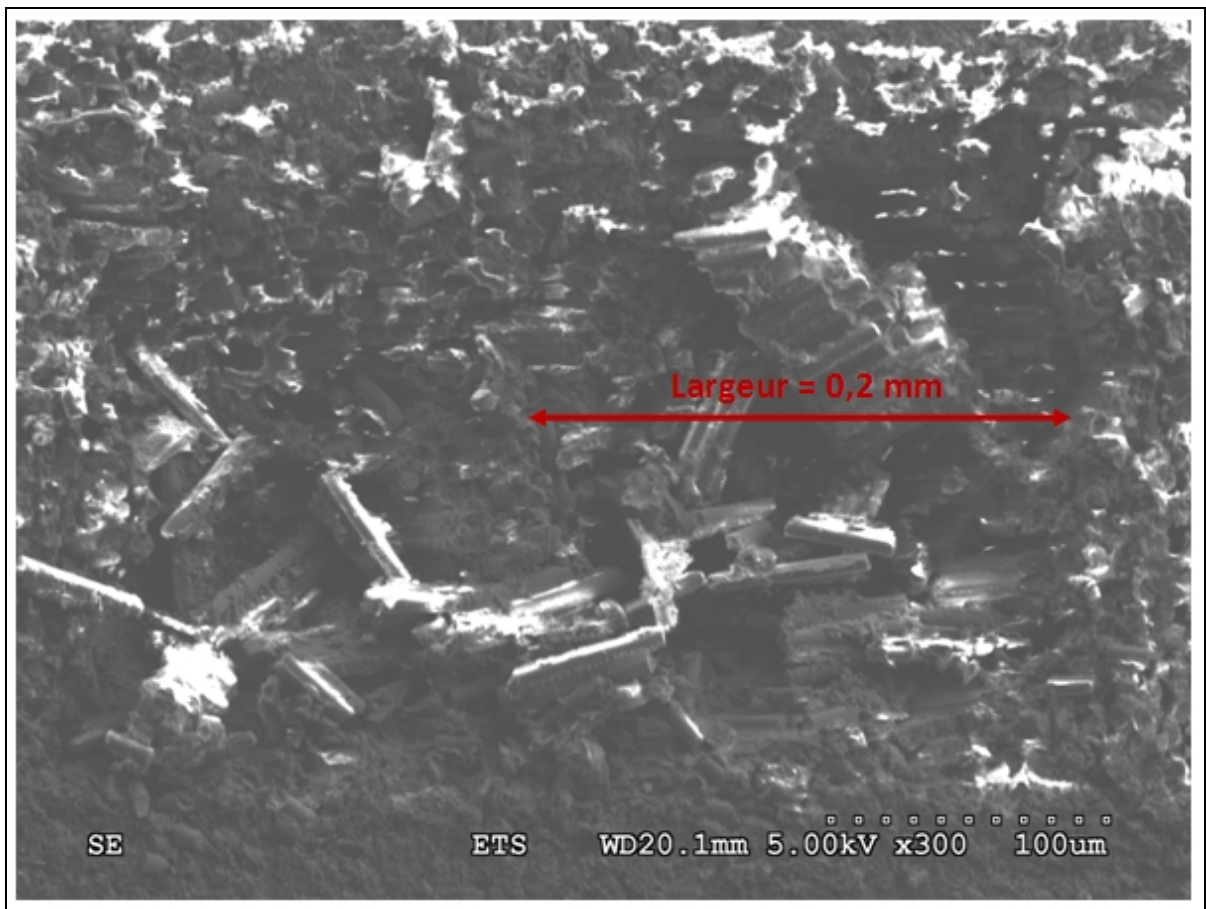


Figure 3.23 Évaluation des dimensions d'un cratère sur un pli orienté à -45 degrés

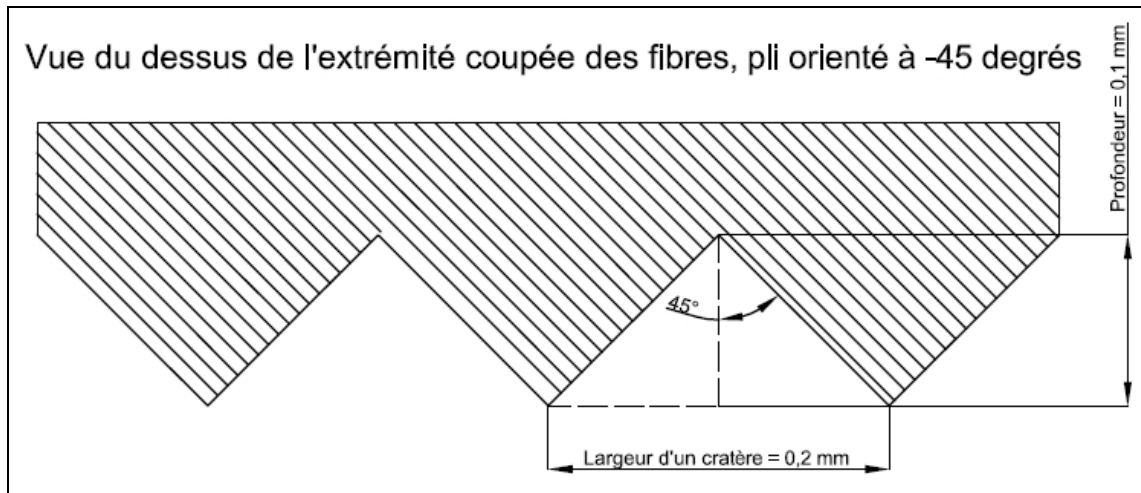


Figure 3.24 Schématisation de la géométrie des cratères causés par l'usinage

Les dommages en dents de scie seraient difficilement détectables par ultrason. Non seulement la profondeur des cratères est relativement faible, mais il faut aussi tenir compte que ces dommages ne sont pas situés près de la surface du laminé (ils correspondent aux 4^e et 5^e plis du laminé). Suite aux observations faites à la section 2.4.3, la divergence du faisceau ultrasonore au-delà de la tache focale ainsi que l'atténuation des ultrasons dans le composite expliqueraient pourquoi il n'est pas possible de détecter ces dommages. La dernière étape consiste donc à vérifier si ces dommages influenceront les propriétés mécaniques du laminé.

3.2.3 Essais de traction

Les graphiques présentés à l'annexe III correspondent à des courbes de contrainte-déformation typiques obtenues pour trois échantillons différents de 19,05 mm de largeur (échantillon obtenu par ponçages, découpe à la scie et par fraisage, respectivement). Les tableaux suivants résument les propriétés mécaniques mesurées pour chaque groupe d'échantillons obtenus par chacune des trois méthodes de coupe (tableau 3.3 à tableau 3.5). La contrainte ultime correspond à la force maximale enregistrée lors de l'essai de traction divisée par la section de l'éprouvette mesurée au vernier. Une valeur moyenne est ensuite calculée pour chaque groupe d'éprouvettes en ne considérant que les essais où la rupture est considérée acceptable, c'est-à-dire lorsqu'elle se produit à une distance des talons supérieure

à la largeur de l'échantillon. On s'assure ainsi que la rupture n'est pas influencée par un état de contrainte particulier causé par le serrage des mâchoires. Le module d'élasticité est calculé par régression linéaire sur l'ensemble des points enregistrés pour chacun des essais. Dans ce cas, les calculs statistiques (moyenne, écart-type et coefficient de variation) incluent tous les essais, puisque le module d'élasticité est valable peu importe l'endroit où se produit la rupture.

Tableau 3.3 Résumé des propriétés mécaniques obtenues, échantillons poncés

Échantillons poncés				
		Groupe d'éprouvette 1 Larg. 19,05 mm	Groupe d'éprouvette 2 Larg. 12,7 mm	Groupe d'éprouvette 3 Larg. 6,35 mm
Contrainte ultime (MPa)	Moyenne	535,76	553,07	512,50
	Écart-type	40,34	3,45	9,54
	Coefficient de variation (%)	7,53	0,62	1,86
	Nombre de mesures	3	2	2
Module d'élasticité (GPa)	Moyenne	35,42	35,39	33,72
	Écart-type	1,00	1,41	1,13
	Coefficient de variation (%)	2,82	3,97	3,35
	Nombre de mesures	6	6	8

Tableau 3.4 Résumé des propriétés mécaniques obtenues, échantillons coupés à la scie abrasive au diamant

Échantillons coupés à la scie abrasive au diamant				
		Groupe d'éprouvette 1 Larg. 19,05 mm	Groupe d'éprouvette 2 Larg. 12,7 mm	Groupe d'éprouvette 3 Larg. 6,35 mm
Contrainte ultime (MPa)	Moyenne	575,68	564,32	541,37
	Écart-type	13,44	10,40	4,93
	Coefficient de variation (%)	2,33	1,84	0,91
	Nombre de mesures	2	5	3
Module d'élasticité (GPa)	Moyenne	36,09	36,05	33,35
	Écart-type	0,88	1,41	1,50
	Coefficient de variation (%)	2,44	3,92	4,51
	Nombre de mesures	6	6	7

Tableau 3.5 Résumé des propriétés mécaniques obtenues, fraisage

Échantillons usinés par fraisage				
		Groupe d'éprouvette 1 Larg. 19,05 mm	Groupe d'éprouvette 2 Larg. 12,7 mm	Groupe d'éprouvette 3 Larg. 6,35 mm
Contrainte ultime (MPa)	Moyenne	569,57	562,83	563,88
	Écart-type	23,98	15,66	14,66
	Coefficient de variation (%)	4,21	2,78	2,60
	Nombre de mesures	5	7	4
Module d'élasticité (GPa)	Moyenne	36,44	36,25	34,09
	Écart-type	1,37	1,13	1,00
	Coefficient de variation (%)	3,77	3,12	2,94
	Nombre de mesures	8	8	7

Pour certains groupes d'éprouvettes, le nombre de ruptures acceptables pour le calcul de la contrainte ultime moyenne est faible. Le collage des talons sur les échantillons s'est avéré une difficulté. Les surfaces de collage des talons et des échantillons devaient être légèrement poncées afin d'assurer une bonne adhésion. Cependant, les plis de surface du laminé sont orientés à 0 degré par rapport à l'effort de tension et le laminé ne comporte que quatre plis dans cette orientation. Il était donc difficile de ne pas altérer la résistance du laminé lors du ponçage entraînant ainsi la rupture de l'échantillon à l'intérieur des talons. À l'opposé, un ponçage insuffisant causait le décollement des talons avant la rupture de l'échantillon. Dans les deux cas, la rupture est considérée comme inacceptable et le résultat n'est pas comptabilisé dans la contrainte ultime moyenne. La valeur des calculs statistiques est donc questionable pour les groupes d'éprouvettes où il y a très peu de mesures. Les figures 3.25 et 3.26 illustrent l'évolution de la contrainte ultime et du module d'élasticité, respectivement, en fonction de la largeur des échantillons. Chaque point des graphiques correspond à la valeur moyenne calculée pour un groupe d'échantillons donné. Les barres d'erreur qui accompagnent chaque point correspondent à l'écart-type.

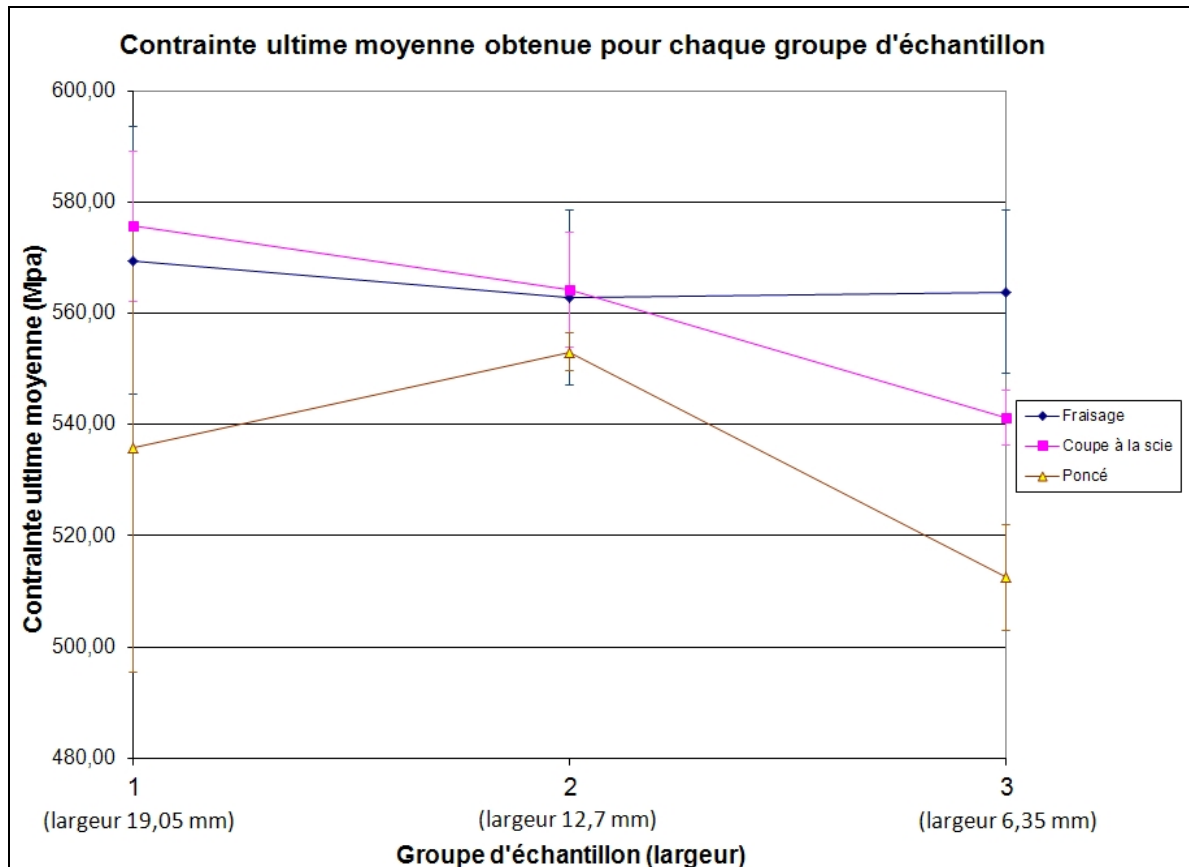


Figure 3.25 Évolution de la contrainte ultime moyenne selon la largeur des échantillons

Contre toute attente, les contraintes ultimes des échantillons usinés par fraisage sont supérieures ou égales à celles obtenues des éprouvettes usinées par les deux autres méthodes. De plus, les valeurs les plus faibles correspondent aux échantillons poncés. Pour vérifier si les différences sont significatives, des tests d'hypothèse statistique sont appliqués pour comparer les moyennes. Suite à ces calculs, il s'est avéré que dans presque tous les cas, les différences observées ne sont pas significatives (voir exemple de calcul à l'ANNEXE II). En fait, la comparaison entre la contrainte ultime moyenne des échantillons poncés et la contrainte ultime moyenne des échantillons obtenus par fraisage, pour la largeur de 6,35 mm, correspond au seul cas où les deux moyennes comparées sont jugées différentes par le test d'hypothèse. Cependant, les calculs statistiques associés à la contrainte ultime des échantillons poncés sont basés sur seulement deux mesures. On peut donc remettre en

question la valeur de ce résultat. Il faut aussi tenir compte que la précision dimensionnelle et le parallélisme des côtés étaient supérieurs au niveau des échantillons usinés par fraisage.

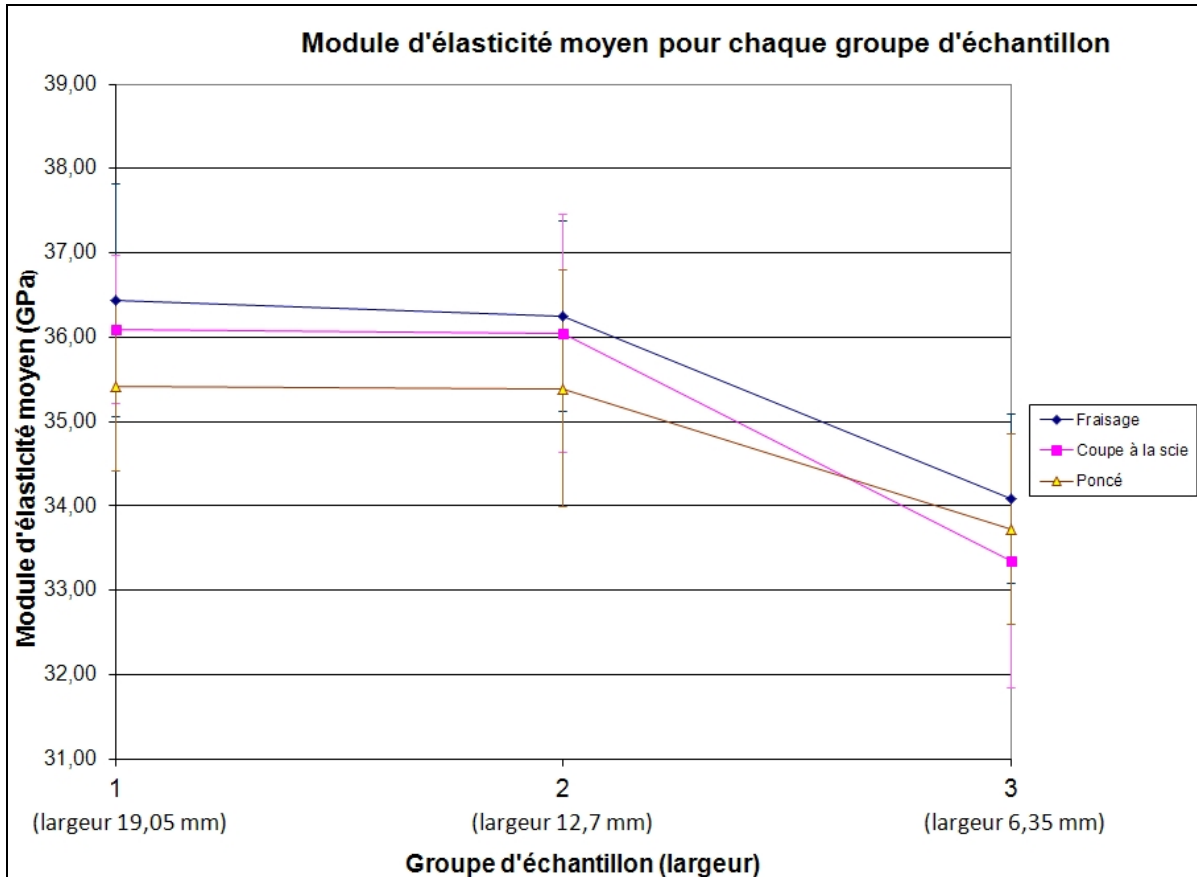


Figure 3.26 Évolution du module d'élasticité moyen selon la largeur des échantillons

La tendance est semblable au niveau du module d'élasticité. Les valeurs les plus élevées sont obtenues avec les échantillons usinés par fraisage alors que les échantillons poncés présentent les mesures les plus faibles. Ici aussi les écarts observés ne sont pas significatifs selon les tests d'hypothèse statistique. On observe également une diminution des propriétés mécaniques pour les échantillons plus étroits, autant au niveau de la contrainte ultime que du module d'élasticité. Cet effet de largeur est probablement dû aux contraintes interlaminaires qui se développent en bordure. Ces contraintes prennent de l'importance pour les échantillons plus étroits ce qui peut accélérer l'initiation de la rupture. Ce phénomène a d'ailleurs été documenté par Kujawski (Kujawski, 1998). Finalement, d'autres indices

laissent croire que le procédé d'usinage n'a pas vraiment d'influence sur les performances mécaniques en tension du laminé. Dans tous les cas, la rupture est de nature fragile. Le comportement de tous les échantillons est élastique et linéaire pour une déformation inférieure à 0,6% environ et s'écarte légèrement d'une droite parfaite par la suite (voir les exemples de courbe contrainte-déformation à l'ANNEXE III). Suite à cette observation, un module d'élasticité initial, en plus du module calculé précédemment, a été calculé pour chaque groupe d'échantillons. Le module initial correspond à la pente de la droite prise pour une déformation inférieure à 0,6%. Cependant, ces résultats montrent la même tendance que pour les modules calculés précédemment. De plus, aucune différence remarquable n'est observée au niveau du mode de rupture des différents groupes d'échantillons.

3.3 Résumé et discussion

En résumé, l'ensemble des essais présentés dans ce chapitre a permis d'évaluer, de mesurer et de comparer les dommages produits par différentes méthodes de préparation d'échantillons de traction. Le but ultime était de vérifier si l'endommagement causé par les opérations de détournage par fraisage allait altérer la résistance ou le module d'élasticité en tension d'un laminé. Trois groupes d'échantillons de différentes largeurs ont été préparés selon trois méthodes différentes, coupe à la scie abrasive suivie d'un ponçage, coupe à la scie abrasive sans ponçage et, finalement, usinage par fraisage. Une inspection par ultrasons des échantillons n'a permis de détecter des dommages que pour les échantillons coupés à la scie abrasive. Cependant, l'endommagement observé reste très faible. Des observations au microscope électronique à balayage des surfaces usinées ont permis d'identifier des caractéristiques typiques à chacune des méthodes de préparation. Le ponçage et l'usinage par fraisage ont tendance à induire des brûlures au composite, phénomène beaucoup moins important pour la coupe à la scie abrasive en raison de l'utilisation d'eau pour l'extraction de poussière. Une autre caractéristique propre aux surfaces usinées par fraisage est la présence de cratères au niveau des plis orientés à -45° par rapport à la rotation de l'outil. Ces cratères sont causés par la flexion des fibres qui sont poussées par l'arête de coupe de l'outil. Les fibres se brisent alors par paquet formant ainsi une surface en dents de scie. Pour ce qui est

des essais de traction, les contraintes ultimes et les modules d'élasticité les plus élevés ont été obtenus avec les échantillons usinés par fraisage et cela pour pratiquement toutes les largeurs même si les dommages les plus importants ont été observés au microscope électronique à balayage sur ces échantillons. De plus, il est à noter que les valeurs les plus faibles ont été obtenues avec les échantillons poncés. Cependant, compte tenu du nombre d'essais réalisés et des écarts-types obtenus, les différences ne seraient pas considérables. On peut donc affirmer que les dommages causés par l'usinage ne sont pas suffisamment importants pour influencer le comportement mécanique en tension d'un laminé. Ainsi, il n'a malheureusement pas été possible d'établir de relation entre les propriétés mécaniques en tension et les dommages causés par l'usinage.

CONCLUSION

Somme toute, les travaux de recherche réalisés jusqu'à présent sur l'usinage des matériaux composites par des procédés traditionnels font tous état de certaines difficultés. Tout d'abord, les renforts, sous forme de fibres, sont très abrasifs, ce qui entraîne une usure rapide des outils. Les outils en carbure avec revêtement en diamant ou les outils avec plaquettes de PCD sont probablement ce qu'il y a de plus performant à l'heure actuelle. De plus, ces outils adoptent généralement des géométries conçues spécifiquement pour ce type de matériau. Malgré cela, la nature hétérogène et généralement fragile des composites renforcés de fibres entraîne la formation de dommages lors des opérations de finition. Pour certaines orientations des fibres, ces dernières ont tendance à se déplacer sous l'action de l'arête de coupe de l'outil causant ainsi la propagation de fissures dans la matrice. Les efforts de coupe normaux au plan du laminé peuvent aussi entraîner un délaminage des plis de surface et les températures atteintes lors de l'usinage peuvent entraîner un ramollissement ou une dégradation thermique de la matrice. La problématique consistait donc à évaluer l'importance de ces dommages et de vérifier avec quelle méthode de contrôle non-destructif il est possible de les détecter avec précision. Un autre aspect abordé consistait à déterminer si ces dommages affectent suffisamment les propriétés mécaniques des composites et à évaluer leur importance à travers les résultats d'essais de traction. On considère ici l'usinage par fraisage sur machine à commande numérique, procédé généralement utilisé pour le détourage des pièces en composites. Le matériau étudié dans ce cas-ci est un composite carbone-époxy quasi-isotrope à fibres continues. Une nouvelle approche fut évaluée pour détecter la présence des dommages d'usinage, soit l'inspection par méthode non destructive. La première partie de cette étude présente donc une évaluation générale de deux méthodes de contrôle non destructif, les ultrasons et la thermographie pulsée. Les principales observations faites à ce point de vue sont :

- 1- La sensibilité et la résolution de l'inspection par ultrasons sont supérieures à celles de la thermographie dans les laminés carbone/époxy à fibres unidirectionnelles;
- 2- La plus grande résolution des ultrasons permet la détection et la quantification des dommages causés par le fraisage. Cependant, dans le cas présent, cette résolution se limite aux premiers plis du laminé. Il n'est donc possible de détecter que les défauts qui sont à la surface ou très près de cette dernière;
- 3- La thermographie est une technique beaucoup plus rapide que les ultrasons, l'inspection d'échantillons peut se faire en quelques secondes. Cependant, la sensibilité de cette méthode n'est suffisante que pour les défauts qui affectent grandement la conductivité thermique de la pièce. Les défauts de faible épaisseur et dont la conductivité thermique est proche de celle de la pièce, comme les films de Teflon, sont donc difficilement détectables puisqu'ils présentent une faible résistance thermique;
- 4- La résolution de la thermographie est limitée par le phénomène physique sur lequel elle s'appuie, c'est-à-dire la diffusion de la chaleur dans le matériau. La taille, la profondeur et l'épaisseur d'un défaut influenceront la précision avec laquelle il peut être mesuré. Il n'est donc pas possible de détecter les dommages causés par le fraisage avec cette méthode;
- 5- Un chauffage non uniforme peut influencer les résultats. Cependant, il existe différentes techniques de traitement de signal qui permettent d'améliorer les images.

Les ultrasons ont ensuite servi à l'inspection d'échantillons usinés par fraisage selon différentes conditions (différents outils, vitesses de coupe et vitesses d'avance). Cependant, aucune influence de ces paramètres n'a été observée sur l'étendue des dommages. La seule variable qui a influencé la mesure des dommages dans ce cas-ci est l'orientation des fibres du premier pli par rapport au déplacement de l'outil. Les dommages sont pratiquement

inexistants lorsque les fibres sont orientées à 0° par rapport au déplacement de l'outil alors qu'ils sont plus importants lorsque les fibres sont à 90° .

La seconde partie de cette étude tentait d'évaluer l'influence des dommages causés par fraisage sur les propriétés mécaniques en tension d'un laminé. Des échantillons de traction ont été préparés avec trois méthodes différentes, c'est-à-dire par découpe à la scie abrasive au diamant, découpe à la scie suivie d'un ponçage et finalement par fraisage. De plus, trois largeurs d'échantillons ont été testées pour chaque méthode de préparation. Les échantillons ont été inspectés par ultrasons dans un premier temps. Aucun dommage n'a été détecté sur les échantillons poncés ainsi que sur les échantillons usinés par fraisage. Les échantillons coupés à la scie présentaient, quant à eux, un léger endommagement. Ensuite, des observations au microscope électronique à balayage ont permis de constater que le ponçage et l'usinage par fraisage causent une dégradation thermique de la matrice. L'usinage par fraisage entraîne aussi la formation de cratères au niveau des plis orientés à -45° par rapport à la rotation de l'outil. Malgré cela, aucune différence significative n'a été observée au niveau de la contrainte ultime et du module d'élasticité entre les groupes d'échantillons préparés différemment. Les échantillons usinés par fraisage présentaient l'endommagement le plus important lors des observations au microscope électronique à balayage, mais cela ne s'est pas reflété dans les propriétés mécaniques en tension.

Bien que les dommages d'usinage ne semblent pas affecter les propriétés en tension quasi-statique, d'autres types d'essais mécaniques pourraient être utilisés comme des essais de flexion, de compression ou des mesures de la résistance à la rupture interlaminaire (résistance au délaminage). Il serait aussi intéressant d'étudier le phénomène en fatigue. On peut poser l'hypothèse que la présence de microfissures causées par l'usinage pourrait influencer la propagation des dommages, c'est-à-dire favoriser la propagation de délaminages et donc d'influencer la tenue en fatigue. De plus, parmi les méthodes de contrôle non-destructif qui n'ont pas été testées, la radiographie utilisée conjointement avec un liquide pénétrant qui absorbe les radiations aurait peut-être fourni de l'information supplémentaire. Ces

différentes approches permettraient peut-être d'évaluer davantage l'importance des dommages et donc la qualité de l'usinage.

ANNEXE I

OBSERVATIONS AU MICROSCOPE POUR LE SUIVI DE L'USURE DES OUTILS

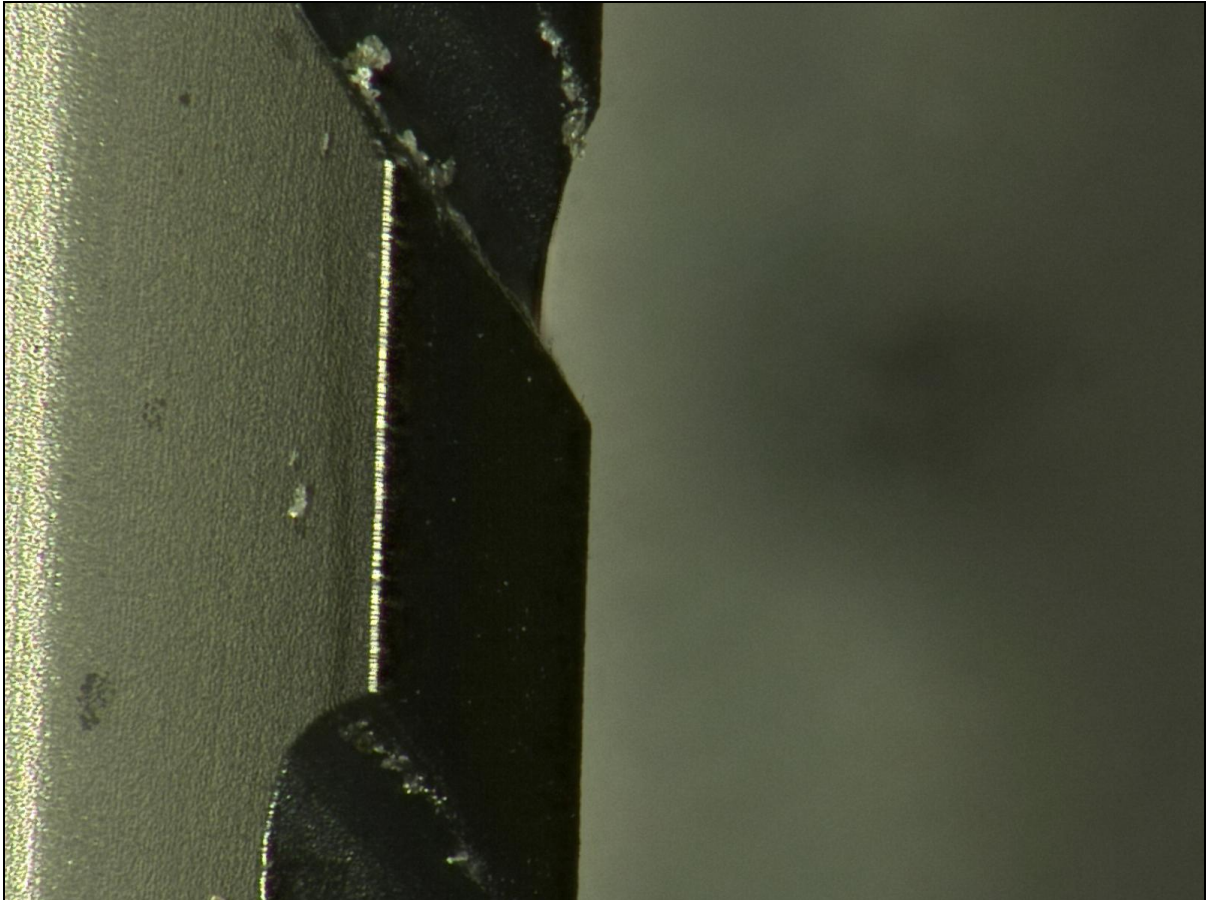


Figure A I-1 Arête tranchante d'un outil neuf, grossissement 200x

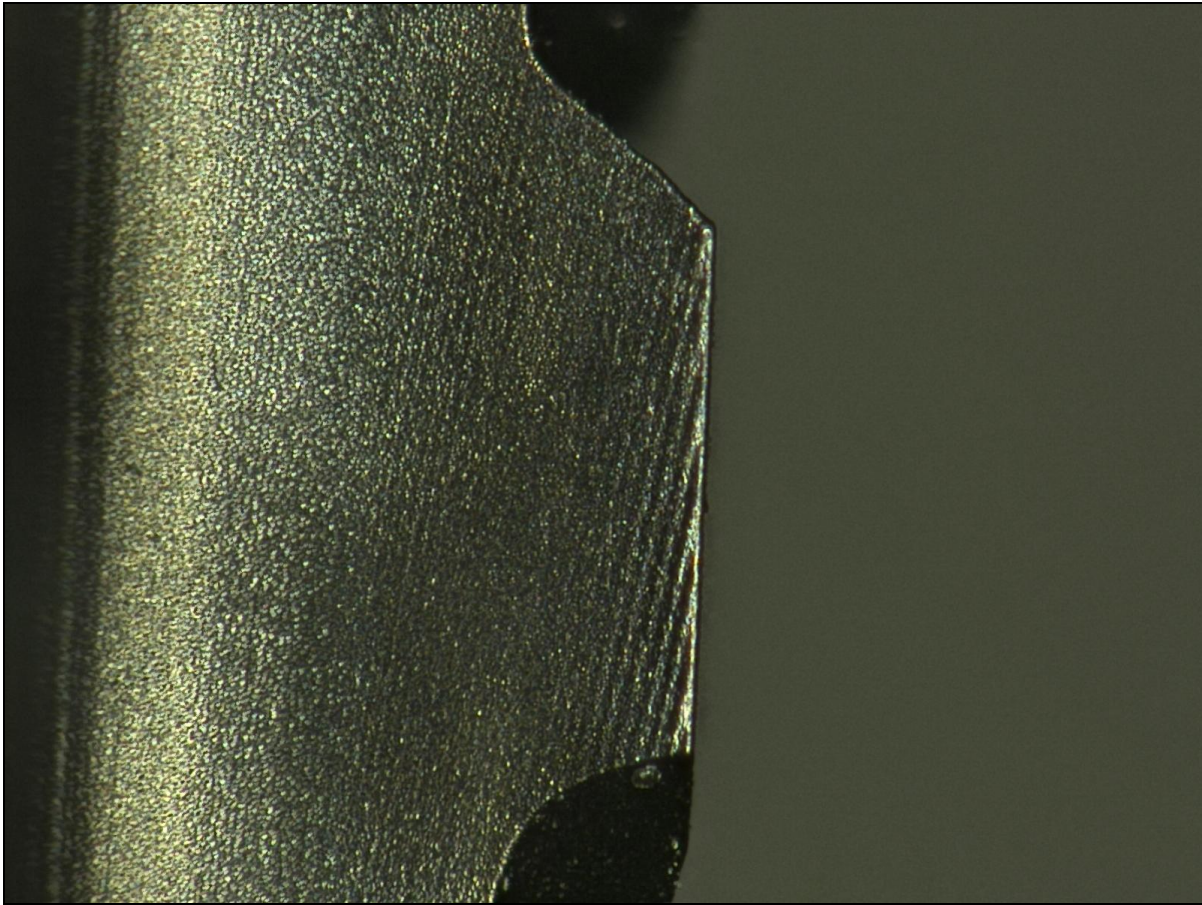


Figure A I-2 Arête tranchante après la deuxième utilisation, grossissement 200x

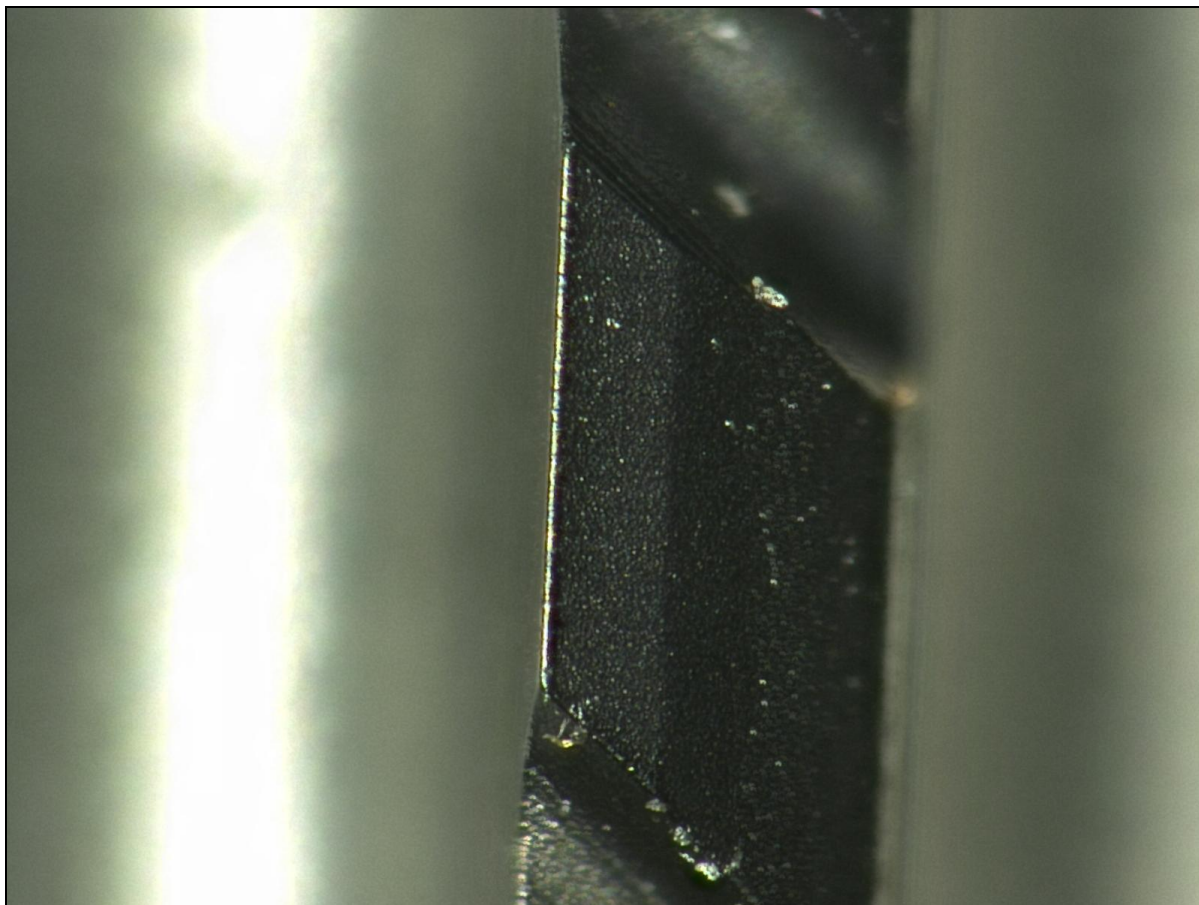


Figure A I-3 Arête tranchante après la deuxième utilisation, grossissement 200x

ANNEXE II

TEST D'HYPOTHÈSE STATISTIQUE, EXEMPLE DE CALCUL

Comparaison de la contrainte ultime moyenne des échantillons coupés à la scie abrasive avec la contrainte ultime moyenne des échantillons usinés par fraisage pour la largeur de 12,7 mm.

μ_1 = Contrainte ultime moyenne, scie abrasive, largeur 12,7 mm

μ_2 = Contrainte ultime moyenne, fraisage, largeur 12,7 mm

n_1 = Nombre de données, scie abrasive, largeur 12,7 mm

n_2 = Nombre de données, fraisage, largeur 12,7 mm

Hypothèses statistiques

$$H_0 : \mu_1 = \mu_2$$

$$H_1 : \mu_1 \neq \mu_2$$

Seuil de probabilité

$$\alpha = 0,05$$

Conditions d'application du test

Petits échantillons (n_1 et $n_2 < 30$) aléatoires provenant de deux populations normales de variances inconnues, mais supposément égales.

Calcul de la statistique

Contrainte ultime, scie abrasive	
x11	556,66
x21	560,40
x31	557,59
x41	582,00
X51	564,95

Contrainte ultime, fraisage	
x12	561,14
x22	577,64
x32	545,93
x42	538,69
x52	568,45
X62	566,89
X72	581,09

$$\overline{X_1} = \frac{556,66 + 560,40 + 557,59 + 582,00 + 564,95}{5} = 564,32$$

$$\overline{X_2} = 562,83$$

$$T = \frac{(\overline{X_1} - \overline{X_2})}{\sqrt{\frac{\sum (x_{i1} - \overline{X_1})^2 + \sum (x_{i2} - \overline{X_2})^2}{n_1 + n_2 - 2}} \cdot \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}}$$

$$\sum (x_{i1} - \overline{X_1})^2 = (556,66 - 564,32)^2 + (560,40 - 564,32)^2 + (557,59 - 564,32)^2 + (582,00 - 564,32)^2 + (564,95 - 564,32)^2 = 432,31$$

$$\sum (x_{i2} - \overline{X_2})^2 = 1472,04$$

$$T = \frac{(564,32 - 562,83)}{\sqrt{\frac{432,31 + 1472,04}{5 + 7 - 2}} \cdot \sqrt{\frac{1}{5} + \frac{1}{7}}} = 0,1844$$

Règle de décision

Rejeter H_0 si $T > t_{\alpha/2 ; n_1 + n_2 - 2}$ ou $T < -t_{\alpha/2 ; n_1 + n_2 - 2}$

Décision

$$T = 0,1844$$

$$t_{0,025 ; 10} = 2,228$$

$$T < t_{0,025 ; 10}$$

On ne peut pas rejeter l'hypothèse nulle $H_0 : \mu_1 = \mu_2$. La différence observée n'est donc pas significative.

ANNEXE III

EXEMPLES DE COURBE CONTRAINTE/DÉFORMATION

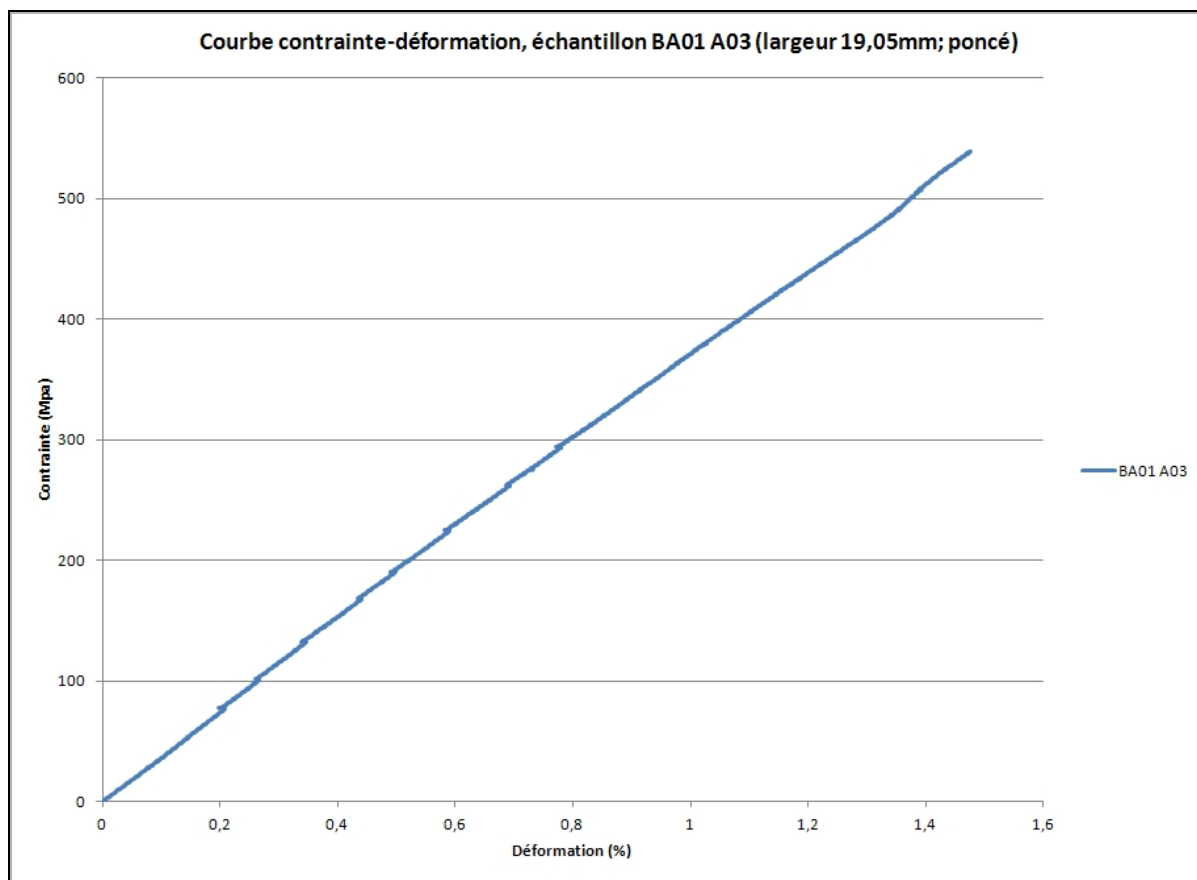


Figure A III-1 Courbe contrainte/déformation, échantillon 19,05 mm poncé

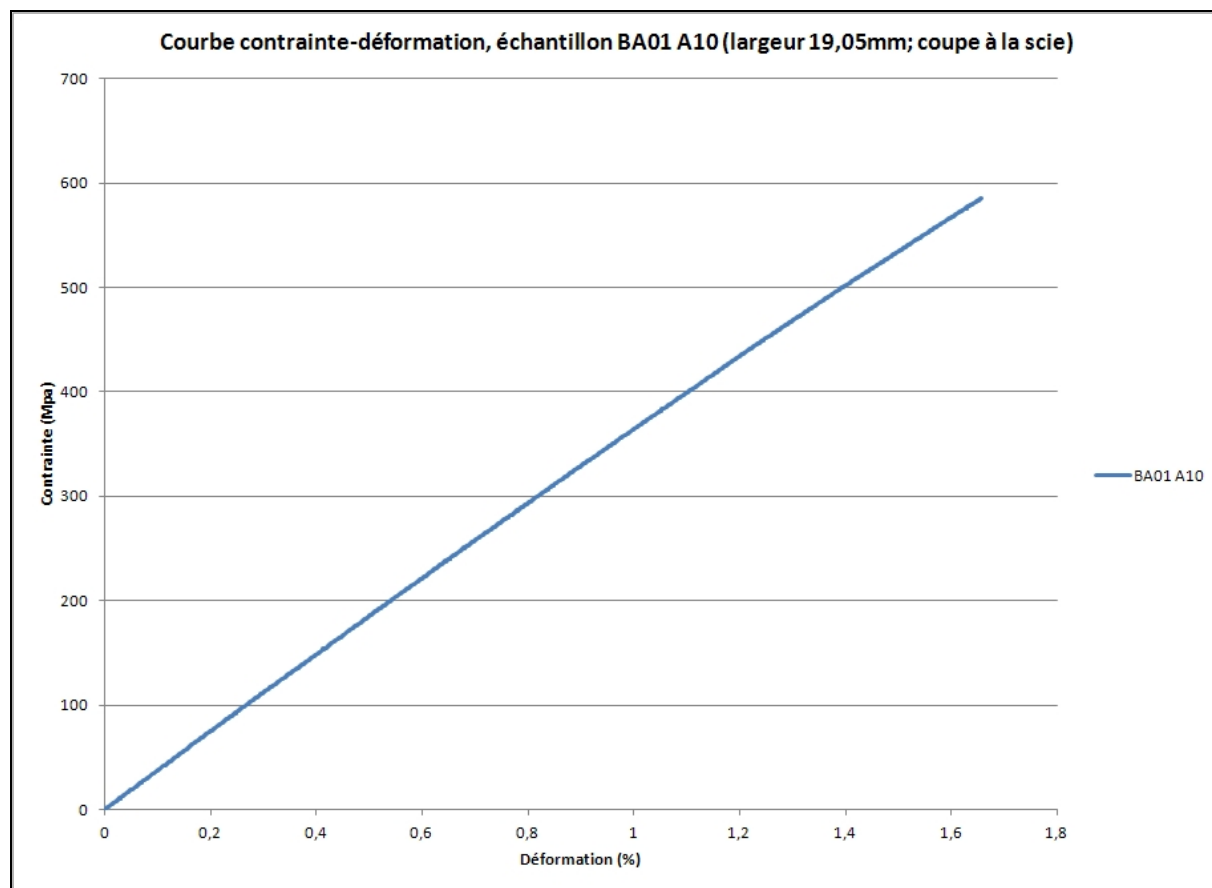


Figure A III-2 Courbe contrainte/déformation, échantillon 19,05 mm coupé à la scie

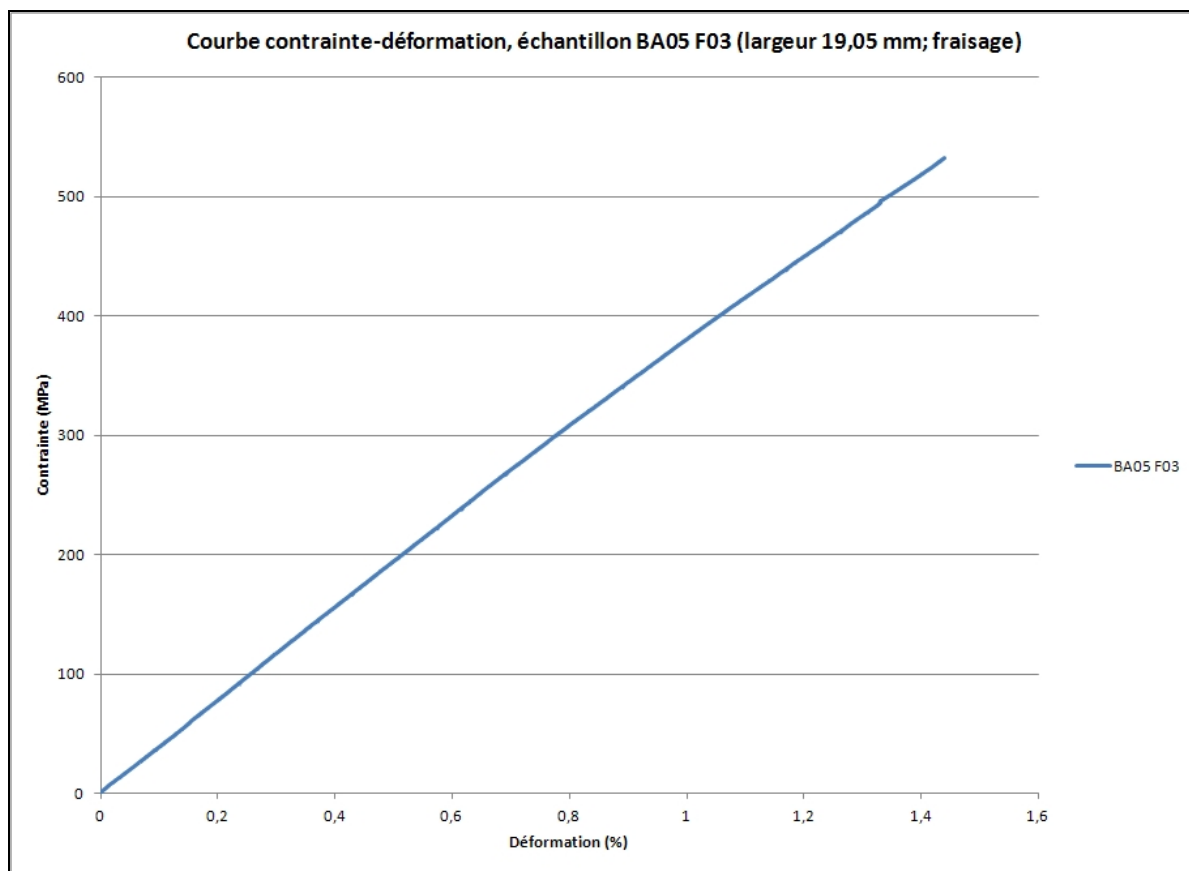


Figure A III-3 Courbe contrainte/déformation, échantillon 19,05 mm usiné par fraisage

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Adams, R. D., et P. Cawley. 1988. « A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints ». *NDT International*, vol. 21, n° 4, p. 208-222.
- Ahmad, Jamal. 2009. *Machining of polymer composites*. Coll. « Springer eBooks ». Boston, MA: Springer-Verlag US, 321 p.
- American Society for Testing and Materials. 2000. *Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. ASTM D 3039/D 3039M - 00: ASTM International, 13 p.
- Arola, D., et M. Ramulu. 1994. « Machining-induced surface texture effects on the flexural properties of a graphite/epoxy laminate ». *Composites*, vol. 25, n° 8, p. 822-834.
- Arola, D., et M. Ramulu. 1997. « Net shape manufacturing and the performance of polymer composites under dynamic loads ». *Experimental Mechanics*, vol. 37, n° 4, p. 379-385.
- AROLA, D., et M. RAMULU. 1998. « Net-shape machining and the process-dependent failure of fiber-reinforced plastics under static loads ». *Journal of composites technology & research*, vol. 20, n° 4, p. 210-220.
- Arola, D., et M. Ramulu. 1999. « An Examination of the Effects from Surface Texture on the Strength of Fiber Reinforced Plastics ». *Journal of Composite Materials*, vol. 33, n° 2, p. 102-123.
- Arola, D., et C. L. Williams. 2002. « Surface Texture, Fatigue, and the Reduction in Stiffness of Fiber Reinforced Plastics ». *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 124, n° 2, p. 160-166.
- Avdelidis, N. P., D. P. Almond, A. Dobbinson, B. C. Hawtin, C. Ibarra-Castanedo et X. Maldague. 2004. « Aircraft composites assessment by means of transient thermal NDT ». *Progress in Aerospace Sciences*, vol. 40, n° 3, p. 143-162.
- Avdelidis, N. P., B. C. Hawtin et D. P. Almond. 2003. « Transient thermography in the assessment of defects of aircraft composites ». *NDT & E International*, vol. 36, n° 6, p. 433-439.

- Aymerich, F., et M. S. Found. 2000. « Response of notched carbon/PEEK and carbon/epoxy laminates subjected to tension fatigue loading ». *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 23, n° 8, p. 675-683.
- Baker, Alan, Stuart Dutton et Donald Kelly. 2004. « Quality Assurance ». In *Composite Materials for Aircraft Structures*, sous la dir. de Schetz, Joseph A., 2nd edition. p. 403-433. Reston: American Institute of Aeronautics and Astronautics
- BERCLI. 2005. « Full matrix capture (FMC) and total focusing method (TFM) ». Site web. < http://www.bercli.net/documentation/article_FMC&TFM.htm >. Consulté le 24 février.
- Bérubé, Sébastien. 2012. « Usinage en détournage de laminés composites carbone/époxy ». Canada, École de Technologie Supérieure (Canada), 214 p.
- Bhatnagar, N., D. Nayak, I. Singh, H. Chouhan et P. Mahajan. 2004. « Determination of Machining-Induced Damage Characteristics of Fiber Reinforced Plastic Composite Laminates ». *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 19, n° 6, p. 1009 - 1023.
- Brigham, E.O. 1988. *The fast Fourier transform and its applications*. Prentice Hall.
- Colligan, K. et Ramulu, M. 1991. « Delamination in surface plies of graphite/epoxy caused by edge trimming process ». In *Processing and manufacturing of composite materials : presented at the Winter Annual Meeting of the American Society of Mechanical Engineers*. (Atlanta, Georgia, 1-6 Décembre 1991), sous la dir. de American Society of Mechanical, Engineers Vol. 49, p. 113-126.
- de Almeida, Sérgio Frascino Müller, et Geraldo Maurício Cândido. 1993. « Effect of the free edge finishing on the tensile strength of carbon/epoxy laminates ». *Composite Structures*, vol. 25, n° 1-4, p. 287-293.
- Djordjevic, B. Boro. 2009. « Nondestructive test technology for the composites ». In *The 10th International Conference of the Slovenian Society for Non-Destructive Testing : Application of Cotemporary Non-Destructive Testing in Engineering*. (Ljubljana, Slovenia, 1-3 septembre 2009), sous la dir. de Materials and sensors Technologie, Inc., p. 259-265.
- Drinkwater, Bruce W., et Paul D. Wilcox. 2006. « Ultrasonic arrays for non-destructive evaluation : A review ». *NDT & E International*, vol. 39, n° 7, p. 525-541.
- Fahr, A. et A. Y. Kandeil. 1992. « Ultrasonic C-scan inspection of composite materials ». *Engineering Journal of Qatar University*, vol. 5, p. 201-222.
- Garg, Amar C. 1988. « Delamination--a damage mode in composite structures ». *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 29, n° 5, p. 557-584.

- Genest, M. 2009. « Image Processing for Automated Detection in Pulsed Thermography ». *NDT.net*. En ligne. < <http://www.ndt.net/article/aspnde2009/papers/12.pdf> >.
- Genest, M., M. Martinez, N. Mrad, G. Renaud et A. Fahr. 2009. « Pulsed thermography for non-destructive evaluation and damage growth monitoring of bonded repairs ». *Composite Structures*, vol. 88, n° 1, p. 112-120.
- Gerhard, H., et G. Busse. 2002. « Deformation-measurement with speckle-interferometry by ultrasound excitation ». In *8th ECNDT*. (Barcelone, juin 2002). < <http://www.ndt.net/article/ecndt02/250/250.htm> >.
- Ghidossi, Patrick, Mohamed El Mansori et Fabrice Pierron. 2004. « Edge machining effects on the failure of polymer matrix composite coupons ». *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, n° 7-8, p. 989-999.
- Ghidossi, Patrick, Mohamed El Mansori et Fabrice Pierron. 2006. « Influence of specimen preparation by machining on the failure of polymer matrix off-axis tensile coupons ». *Composites Science and Technology*, vol. 66, n° 11-12, p. 1857-1872.
- González, D.A., C. Ibarra-Castanedo, M. Pilla, M. Klein, J.M. López-Higuera et X. Maldague. 2004. « Automatic Interpolated Differentiated Absolute Contrast Algorithm for the Analysis of Pulsed Thermographic Sequences ». In *7th International Conference on Quantitative Infrared Thermography*. (Rhode-St-Genève, Belgique, 5-8 juillet 2004).
- Guegan, P., F. Lemaitre et J. Hamann. 1992. « Contribution a l'usinage des materiaux composites ». In *La Construction Navale en Composites*. (Paris (France), 7-9 Dec 1992). < <http://archimer.ifremer.fr/doc/00000/1080/> >.
- Howarth, S.G., et A.B. Strong. 1990. « Edge Effects With Waterjet and Laser Beam Cutting of Advanced Composite Materials ». In *Advanced Materials: the Challenge for the Next Decade*. (Anaheim, California, USA, 2-5 Apr. 1990). Vol. 35, p. 1684-1697.
- Hsu, Peter W., et Carl T. Herakovich. 1977. « Edge Effects in Angle-Ply Composite Laminates ». *Journal of Composite Materials*, vol. 11, n° 4, p. 422-428.
- Hung, Y. Y. 1996. « Shearography for non-destructive evaluation of composite structures ». *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 24, n° 2-3, p. 161-182.
- Hung, Y. Y., Y. S. Chen, S. P. Ng, L. Liu, Y. H. Huang, B. L. Luk, R. W. L. Ip, C. M. L. Wu et P. S. Chung. 2009. « Review and comparison of shearography and active thermography for nondestructive evaluation ». *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 64, n° 5-6, p. 73-112.

- Hung, Y. Y., et H. P. Ho. 2005. « Shearography: An optical measurement technique and applications ». *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 49, n° 3, p. 61-87.
- Ibarra-Castanedo, C., D. González, M. Klein, M. Pilla, S. Vallerand et X. Maldague. 2004. « Infrared image processing and data analysis ». *Infrared Physics & Technology*, vol. 46, n° 1-2, p. 75-83.
- Ibarra-Castanedo, Clemente, Marc Genest, Jean-Marc Piau, Stéphane Guibert, Abdelhakim Bendada et Xavier P. V. Maldague. 2007. « Chapter 14 : Active Infrared Thermography Techniques for the Nondestructive Testing of Materials ». In *Ultrasonic and Advanced Methods for Nondestructive Testing and Material Characterization*, sous la dir. de Chen, C.H. London: World Scientific Publishing
- Kang, Kisoo, Manyong Choi, Koungsuk Kim, Yonghun Cha, Youngjune Kang, Dongpyo Hong et Seongmo Yang. 2006. « Inspection of impact damage in honeycomb composite plate by ESPI, ultrasonic testing and thermography ». In *12th Asia-Pacific Conference on NDT*. (Auckland, New Zealand, 5-10 novembre 2006). < <http://www.ndt.net/article/apcndt2006/papers/p02.pdf> >.
- Kawai, M., M. Morishita, K. Fuzi, T. Sakurai et K. Kemmochi. 1996. « Effects of matrix ductility and progressive damage on fatigue strengths of unnotched and notched carbon fibre plain woven roving fabric laminates ». *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 27, n° 6, p. 493-502.
- Kujawski, Daniel. 1998. « Width effects on the tensile strength and fatigue behavior of angle-ply laminates ». *International Journal of Fatigue*, vol. 20, n° 8, p. 575-580.
- Mahfuz, H., M. Maniruzzaman, J. Krishnagopalan, A. Haque, M. Ismail et S. Jeelani. 1995. « Effects of stress ratio on fatigue life of carbon-carbon composites ». *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 24, n° 1, p. 21-31.
- Maldague, X. 2001. *Theory and practice of infrared technology for nondestructive testing*. Wiley.
- Maldague, X. 2002. « Introduction to NDT by Active Infrared Thermography ». *Materials Evaluation*, vol. 6, p. 1060-1073.
- Maldague, X., et S. Marinetti. 1996. « Pulse phase infrared thermography ». *Journal of Applied Physics*, vol. 79, n° 5, p. 2694.
- Menner, Ph., H. Gerhard et G. Busse. 2009. « Lockin-interferometry : principle and applications in NDE ». In *The 10th International Conference of Slovenia Society for Non-Destructive Testing : Application of Contemporary Non-Destructive Testing in*

- Engineering*. (Ljubljana, Slovenia, 1-3 Septembre 2009), p. 297-307. < <http://www.ndt.net/article/ndt-slovenia2009/PDF/P31.pdf> >.
- Meola, Carosena, Giovanni Maria Carlomagno et Luca Giorleo. 2004. « Geometrical Limitations to Detection of Defects in Composites by Means of Infrared Thermography ». *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 23, n° 4, p. 125-132.
- Olympus. 2007. « Main Concepts of Phased Array Ultrasonic Technology ». In *Advances in Phased Array Ultrasonic Technology Applications*, sous la dir. de Dubé, Noël. p. 4-27. Waltham: Olympus NDT.
- Olympus. 2009. « Tutoriel sur les ultrasons multiéléments ». In *Site internet des produits pour le contrôle non destructif*. < <http://www.olympus-ims.com/fr/ndt-tutorials/phased-array/> >. Consulté le 9 novembre 2009.
- Pagano, N.J., et R. Byron Pipes. 1971. « The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength ». *Journal of Composite Materials*, vol. 5, n° 1, p. 50-57.
- Pezzoni, R., et R. Krupka. 2000. « Laser-Shearography for Nondestructive Testing of Large Area Composite Helicopter Structures ». In *15th World Conference on Nondestructive Testing*. (Rome, Italie, 15-21 octobre 2000). < <http://www.ndt.net/article/wcndt00/papers/idn732/idn732.htm> >.
- Pilla, M., M. Klein, X. Maldague et A. Salerno. 2002. « New Absolute Contrast for pulsed thermography ». In *QIRT 2002*. (Dubrovnik, 24-27 septembre 2002). < <http://qirt.gel.ulaval.ca/archives/qirt2002/papers/004.pdf> >.
- Pipes, R. Byron, et N.J. Pagano. 1970. « Interlaminar Stresses in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension ». *Journal of Composite Materials*, vol. 4, n° 4, p. 538-548.
- Poon, C., T. Benak et R. Gould. 1990. « Assessment of impact damage in toughened resin composites ». *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 13, n° 2, p. 81-97.
- Raju, Basava. 1986. « Acoustic-backscattering studies of transverse cracks in composite thick laminates ». *Experimental Mechanics*, vol. 26, n° 1, p. 71-78.
- Ramulu, M. 1997. « Machining and surface integrity of fibre-reinforced plastic composites ». *Sadhana*, vol. 22, n° 3, p. 449-472.
- Ramulu, M., D. Arola et K. Colligan. 1994. « Preliminary investigation of machining effects on the surface integrity of fiber reinforced plastics ». In *Proceedings of the 2nd Biennial European Joint Conference on Engineering Systems Design and Analysis. Part 1 (of 8), July 4, 1994 - July 7, 1994*. (London, Engl), 2 Vol. 64, p. 93-101. Coll.

« American Society of Mechanical Engineers, Petroleum Division (Publication) PD
 »: Publ by ASME.

- Ramulu, M., et K. Colligan. 2005. « Edge Finishing and Delamination Effects Induced During Abrasive Waterjet Machining on the Compression Strength of a Graphite/Epoxy Composite ». *ASME Conference Proceedings*, vol. 2005, n° 42347, p. 173-179.
- Ramulu, M., C. W. Wern et J. L. Garbini. 1993. « Effect of fibre direction on surface roughness measurements of machined graphite/epoxy composite ». *Composites Manufacturing*, vol. 4, n° 1, p. 39-51.
- Sadat, Abdul B. 1995. « Delamination and other types of damage of graphite/epoxy composite caused by machining ». In *Machining of Advanced Materials*. (Los Angeles, California, USA, 28-30 June 1995). Vol. 208, p. 41-52.
- Scarponi, C., et G. Briotti. 2000. « Ultrasonic technique for the evaluation of delaminations on CFRP, GFRP, KFRP composite materials ». *Composites Part B: Engineering*, vol. 31, n° 3, p. 237-243.
- Sela, N., et O. Ishai. 1989. « Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review ». *Composites*, vol. 20, n° 5, p. 423-435.
- Sendeckyj, G. P. 1983. « Effects of defects in composite structures ». In *Failure Analysis and Mechanisms of Failure of Fibrous Composite Structures*. (Hampton, Virginia, March 23-25, 1982), sous la dir. de NASA. Vol. 1, p. 305-312. < http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19830025697_1983025697.pdf >.
- Shepard, S. M. 2007. « Thermography of Composites ». *Materials Evaluation*, vol. July 2007, p. 690-696.
- Smigielski, P. 2001. « Interférométrie de speckle ». *Techniques de l'ingénieur*. Vol. R6331. < <http://www.techniques-ingenieur.fr/book/r6331/interferometrie-de-speckle.html> >.
- Steinberger, R., T. I. Valadas Leitão, E. Ladstätter, G. Pinter, W. Billinger et R. W. Lang. 2006. « Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing ». *International Journal of Fatigue*, vol. 28, n° 10, p. 1340-1347.
- Stinchcomb, Wayne W. 1986. « Nondestructive evaluation of damage accumulation processes in composite laminates ». *Composites Science and Technology*, vol. 25, n° 2, p. 103-118.

- Tay, T. E. 2003. « Characterization and analysis of delamination fracture in composites: An overview of developments from 1990 to 2001 ». *Applied Mechanics Reviews*, vol. 56, n° 1, p. 1-32.
- Teti, R. 2002. « Machining of Composite Materials ». *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 51, n° 2, p. 611-634.
- Tsao, C. C., et H. Hocheng. 2004. « Taguchi analysis of delamination associated with various drill bits in drilling of composite material ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, n° 10, p. 1085-1090.
- Venkat, Ramanan Sridaran, Andrey Bulavinov, Sergey Pudovikov, Christian Boller et Thomas Wenzel. 2010. « Quantitative Non-destructive Evaluation of CFRP Components by Sampling Phased Array ». In *2nd International Symposium on NDT in Aerospace*. (Hambourg, Allemagne, 22-24 novembre 2010). < <http://www.ndt.net/article/aero2010/papers/mo4a4.pdf> >.
- Viens, Martin. 2009a. *Essais mécaniques et contrôle non destructif : Notes du cours MEC-761. Chapitre 5 : Ultrasons*. Programme de baccalauréat en génie mécanique. Montréal : École de Technologie Supérieure, 99 p.
- Viens, Martin. 2009b. *Essais mécaniques et contrôle non destructif : Notes du cours MEC-761. Chapitre 9 : Thermographie*. Programme de baccalauréat en génie mécanique. Montréal : École de Technologie Supérieure
43 p.
- Viens, Martin. 2009c. *Essais mécaniques et contrôle non destructif : Notes du cours MEC-761. Chapitre 10 : Holographie et shearographie*. Programme de baccalauréat en génie mécanique. Montréal : École de Technologie Supérieure
39 p.
- Wang, A.S.D., et Frank W. Crossman. 1977. « Some New Results on Edge Effect in Symmetric Composite Laminates ». *Journal of Composite Materials*, vol. 11, n° 1, p. 92-106.
- Wang, D. H., M. Ramulu et D. Arola. 1995a. « Orthogonal cutting mechanisms of graphite/epoxy composite. Part I: unidirectional laminate ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 35, n° 12, p. 1623-1638.
- Wang, D. H., M. Ramulu et D. Arola. 1995b. « Orthogonal cutting mechanisms of graphite/epoxy composite. Part II: multi-directional laminate ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 35, n° 12, p. 1639-1648.
- Wang, Xueming, Zuoguang Zhang, Fuyuan Xie, Min Li, DI Dai et Fei Wang. 2009. « Correlated Rules between Complex Structure of Composite Components and

Manufacturing Defects in Autoclave Molding Technology ». *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 28, n° 22, p. 2791-2803.

Wilcox, P. D., C. Holmes et B. W. Drinkwater. 2007. « Advanced Reflector Characterization with Ultrasonic Phased Arrays in NDE Applications ». *Ultrasonics, Ferroelectrics and Frequency Control, IEEE Transactions on*, vol. 54, n° 8, p. 1541-1550.

